

VŠB – Technická univerzita Ostrava  
Fakulta strojní  
Katedra mechanické technologie

Provádění heterogenních svarových spojů  
v energetice

Implementation of Heterogeneous Welded Joints  
in Power

Student: Bc. Jan Kaděra  
Vedoucí diplomové práce: Ing. Lucie Krejčí, Ph.D.

Ostrava 2011

# Zadání diplomové práce

Student:

**Bc. Jan Kaděra**

Studijní program:

**N2301 Strojní inženýrství**

Studijní obor:

**2303T002 Strojírenská technologie**

Téma:

**Provádění heterogenních svarových spojů v energetice  
Implementation of Heterogeneous Welded Joints in Power**

**Zásady pro vypracování:**

1. Provést posouzení svařitelnosti žárovevných a vysokolegovaných ocelí používaných pro tlakové systémy elektráren.
2. Provést zkušební svary dle programu a jejich metalografické zkoušky.
3. Provést mechanické zkoušky provedených svarových spojů.
4. Zhodnocení dosažených výsledků vlastností svarových spojů.

**Seznam doporučené odborné literatury:**

MOHYLA, P. Nové poznatky v oblasti výzumu moderních žárovevných ocelí.

In: *TechMat 05. Svitavy 4. listopadu 2005*. Pardubice: Univerzita Pardubice, Dopravní fakulta Jana Pernera, 2005, s.17-21. ISBN 80-7194-803-9.

MOHYLA, P. KOUKAL, J. Vliv makrostruktury na mechanické vlastnosti svarových spojů ocelí T24. In: *Nové materiály technologie a zařízení pro svařování. Ostrava 19.-21. září 2005*. Ostrava: VŠB-TU Ostrava, ČSÚ Ostrava, 2005, s. 175–180. ISBN 80-248-0898-6.

KUČERA, J. Nízkolegované žárovevné oceli. *Teorie svařování*. Ostrava: VŠB-TU Ostrava, 1991. 408 s.

KUNCIPÁL, J. A KOL. *Teorie svařování*. Praha: SNTL, 1986, 265 s.

Formální náležitosti a rozsah diplomové práce stanoví pokyny pro vypracování zveřejněné na webových stránkách fakulty.

Vedoucí diplomové práce: **Ing. Lucie Krejčí, Ph.D.**


Konzultant diplomové práce: **Ing. Jiří Hlavatý**

Datum zadání: **17.12.2010**

Datum odevzdání: **23.05.2011**



  
prof. Ing. Jiří Hrubý, CSc.  
vedoucí katedry

  
prof. Ing. Radim Farana, CSc.  
děkan fakulty

### **Prohlášení studenta**

Prohlašuji, že jsem celou diplomovou práci včetně příloh vypracoval samostatně pod vedením vedoucího diplomové práce a uvedl jsem všechny použité podklady a literaturu.

V Ostravě 20. 05. 2011

  
podpis

### Prohlašuji, že

- byl jsem seznámen s tím, že na moji diplomovou práci se plně vztahuje zákon č. 121/2000 Sb., autorský zákon, zejména §35 – užití díla v rámci občanských a náboženských obřadů, v rámci školních představení a užití díla školního a §60 – školní dílo.
- беру на ве́доміі, že Vysoká škola báňská – Technická univerzita Ostrava (dále jen „VŠB-TUO“) má právo nevýdělečně ke své vnitřní potřebě diplomovou práci užít (§35 odst. 3).
- souhlasím s tím, že diplomová práce bude v elektronické podobě uložena v Ústřední knihovně VŠB-TUO k nahlédnutí a jeden výtisk bude uložen u vedoucího diplomové práce. Souhlasím s tím, že údaje o kvalifikační práci budou zveřejněny v informačním systému VŠB-TUO.
- bylo sjednáno, že s VŠB-TUO, v případě zájmu z její strany, uzavřu licenční smlouvu s oprávněním užít dílo v rozsahu §12 odst. 4 autorského zákona.
- bylo sjednáno, že užít své dílo – diplomovou práci nebo poskytnout licenci k jejímu využití mohu jen se souhlasem VŠB-TUO, která je oprávněna v takovém případě ode mne požadovat přiměřený příspěvek na úhradu nákladů, které byly VŠB-TUO na vytvoření díla vynaloženy (až do jejich skutečné výše).
- беру на ве́доміі, že odevzdáním své práce souhlasím se zveřejněním své práce podle zákona č. 111/1998 Sb., o vysokých školách a o změně a doplnění dalších zákonů (zákon o vysokých školách), ve znění pozdějších předpisů, bez ohledu na výsledek její obhajoby.

V Ostravě 20. 05. 2011

  
podpis

Jméno a příjmení autora práce: Jan Kaděra

Adresa trvalého pobytu: Hlavní 1019/97b, 747 06, Opava



## **ANOTACE DIPLOMOVÉ PRÁCE**

KADĚRA, J. *Provádění heterogenních svarových spojů v energetice*: diplomová práce. Ostrava : VŠB – Technická univerzita Ostrava, Fakulta strojní, Katedra strojírenské technologie, 2011, 66 s. Vedoucí práce: Krejčí, L.

Diplomová práce na téma „Provádění heterogenních svarových spojů v energetice“ posuzuje svařitelnost ocelí používaných v energetickém průmyslu. Zaměřuje se na svařitelnost žárovevných nízkolegovaných a vysokolegovaných ocelí.

V experimentální části jsou provedeny dle zadaného programu heterogenní svarové spoje. Tyto svarové spoje byly zkoumány z hlediska mikrostruktury, makrostruktury a měření mikrotvrdostí svarových spojů. V závěrečné části jsou rozebrány a vyhodnoceny jednotlivé výsledky u jednotlivých vzorků.

## **ANNOTATION OF MASTER THESIS**

KADĚRA, J. *Implementation of Heterogeneous Welded Joints in Power*: Master Thesis. Ostrava : VŠB – Technical University of Ostrava, Faculty of Mechanical Engineering, Department of Mechanical Technology, 2011, 66 p. Thesis Head: Krejčí, L.

Master thesis on the topic Implementation of Heterogeneous Welded Joints in Power is dealing with problems of weldability steels using in power industry. This thesis is focused on weldability of heat – resisting low-doped and high – alloy steels.

In experimental part of this thesis heterogeneous welded joints are done. This heterogeneous welding joints are tested of microstructure, macrostructure and microhardness. In the last part of the thesis the results of each sample are analysed.

# Obsah

Obsah .....	6
Seznam použitého značení .....	7
1. Úvod.....	8
2. Svařitelnost .....	9
2.1 Vliv chemického složení.....	10
2.2 Teplota přehřevu .....	14
3. Žárovečné oceli.....	16
3.1 Rozdělení žárovečných ocelí .....	16
3.2 Charakteristika procesu tečení (creep).....	17
3.3 Svařitelnost nízkolegovaných žárovečných ocelí.....	18
3.4 Svařitelnost vysokolegovaných ocelí.....	20
3.4.1 <i>Struktura vysokolegovaných korozivzdorných ocelí</i> .....	21
3.4.2 <i>Svařitelnost feritických chromových ocelí</i> .....	24
3.4.3 <i>Svařitelnost martenzitických chromových ocelí</i> .....	26
3.4.4 <i>Austenitické Cr-Ni, Cr-Ni-Mo oceli</i> .....	27
3.5 Svařitelnost heterogenních svarových spojů.....	30
4. Experimentální část.....	31
4.1 Základní materiál .....	31
4.2 Přídavný materiál .....	32
4.3 Příprava svarových ploch.....	33
4.4 Svařování a provádění heterogenních svarových spojů.....	33
4.5 Tepelné zpracování svarových spojů .....	34
5. Hodnocení vzorků svarových spojů.....	35
5.1 Hodnocení makrostruktury a mikrostruktury .....	36
5.2 Měření mikrotvrdostí .....	53
5.3 Hodnocení a diskuse výsledků.....	59
6. Závěr .....	62
Použitá literatura .....	63
Přílohy.....	65

## Seznam použitého značení

<b>A<sub>c1</sub></b>	dolní kritická teplota překrystalizace $\alpha + Fe_3C \rightarrow \gamma$	[°C]
<b>A<sub>c3</sub></b>	horní kritická teplota překrystalizace $\alpha \rightarrow \gamma$	[°C]
<b>A<sub>5</sub></b>	tažnost	[%]
<b>ARA</b>	anizotermický rozpad austenitu	
<b><math>\alpha</math></b>	tuhý roztoku uhlíku v železe alfa – ferit	
<b>C</b>	uhlík	
<b>Ce</b>	uhlíkový ekvivalent	[%]
<b>Cr<sub>e</sub></b>	ekvivalent chromu	
<b><math>\gamma</math></b>	tuhý roztok uhlíku v železe gama – austenit	
<b>HV0,1</b>	tvrdost podle Vickerse, zatížení 0,98 N	
<b>HZ</b>	hranice ztavení	
<b>IIW</b>	Mezinárodní svářečský institut ( International Institute of Welding)	
<b>Ms</b>	začátek martenzitické přeměny	[°C]
<b>Mf</b>	konec martenzitické přeměny	[°C]
<b>Ni<sub>e</sub></b>	ekvivalent niklu	
<b>PA</b>	poloha svařování PA	
<b>Re</b>	mez kluzu	[MPa]
<b>R<sub>p0,2</sub></b>	smluvní mez kluzu	[MPa]
<b>Rm</b>	mez pevnosti	[MPa]
<b>TOO</b>	tepelně ovlivněná oblast	
<b>SK</b>	svarový kov	
<b>WPQR</b>	kvalifikace postupu svařování (Welding Procedure Qualification record)	
<b>WPS</b>	specifikace postupu svařování (Welding Procedure Specification)	
<b>Z</b>	kontrakce	[%]
<b>ZM</b>	základní materiál	

# 1. Úvod

V současné době dochází ke zvyšování poptávky po energiích. Tuto potřebu lze zajistit buď výstavbou nových energetických celků, nebo zvýšením účinnosti stávajících energetických zařízení. Zvýšení účinnosti se dosahuje zvýšením kritických parametrů páry. V současné době se kromě standardních žáropevných materiálů, začínají používat také moderní 9% - 12% chromové oceli. Tyto oceli mají oproti standardním ocelím vyšší parametry meze pevnosti při tečení. Používají se k výrobě energetických zařízení, která trvale pracují za zvýšených teplot. S tím jsou spojeny vysoké nároky na kvalitu a provedení svarových spojů.

S vývojem nových moderních materiálů došlo k výraznému snížení tloušťky stěny, tím také došlo k velkému snížení hmotnosti konstrukce. V energetickém průmyslu se neprovádějí pouze homogenní svarové spoje, ale provádějí se také heterogenní svarové spoje, které jsou náročnější z technologického hlediska.

V úvodní části práce je proveden teoretický rozbor svařitelnosti nízkolegovaných a vysokolegovaných žáropevných materiálů.

V experimentální části byly hodnoceny heterogenní svarové spoje z hlediska makrostruktury, mikrostruktury po teplotní expozici. Následovalo měření mikrotvrdostí na jednotlivých vzorcích. V závěrečné části je doplněno zhodnocení mikrostruktury s ohledem na měření mikrotvrdostí vybraných oblastí.

## **2. Svařitelnost**

Svařitelnost lze charakterizovat jako vlastnost materiálu vytvořit kvalitní svarový spoj pomocí vhodně zvoleného postupu svařování. Kvalitní svarový spoj je takový, který splňuje všechny požadované vlastnosti. Mezi tyto vlastnosti řadíme mechanické vlastnosti, jakost spoje, absence vnitřních vad (póry, trhliny, kovové i nekovové vměstky), dále chemické složení a výslednou mikrostrukturu [1, 2].

Svařitelnost ocelí lze rozdělit na [2]:

- Svařitelnost metalurgickou
- Svařitelnost technologickou
- Svařitelnost konstrukční

### **Svařitelnost metalurgická**

Svařitelnost metalurgická nejvíce ovlivňuje svařitelnost a také výsledné vlastnosti svarového spoje. Závisí zejména na chemickém složení a mechanických vlastnostech základního a přídavného materiálu.

Dále je vhodné sledovat [1]:

- mikrostrukturu
- absorpci plynů
- náchylnost na vznik trhlín
- chování při rychlém ohřevu, ochlazování
- struktura svarového kovu po svaření

### **Svařitelnost technologická**

Zvolená technologie svařování je jedním z aspektů, které ovlivňují svařitelnost materiálu. Při provádění svarových spojů je důležitá vhodná volba svařovacích parametrů, které ovlivňují teplo vnesené do svarového spoje [2].

Svařitelnost technologickou dále ovlivňují [1, 2]:

- čistota svarových ploch
- předeřev
- dořev
- rychlost ohřevu
- mezihousenková teplota (Interpass)
- tepelné zpracování svarového spoje

### **Svařitelnost konstrukční**

Tato svařitelnost je ovlivněna celou řadou faktorů, které závisí na konstrukčním řešení svarových spojů.

Další vlivy, které ovlivňují celkovou svařitelnost konstrukce [1]:

- počet svarů
- typy svarů
- umístění svarů
- zbytková napětí
- deformace během a po svařování

### **2.1 Vliv chemického složení**

Svařitelnost všech typů ocelí ovlivňuje z velké části chemické složení. U ocelí je chemické složení definováno v materiálových listech a v atestu materiálu.

#### **Uhlík**

Uhlík je obsažen ve všech ocelích a ve velké míře ovlivňuje jejich svařitelnost. Uhlík ovlivňuje zejména mechanické vlastnosti. S rostoucím obsahem uhlíku roste mez pevnosti, mez kluzu a tvrdost, ale snižují se plastické vlastnosti jak vrubová houževnatost,

tažnost a kontrakce. Při vysokých rychlostech ochlazování se zvyšujícím se obsahem uhlíku se zvyšuje tvrdost martenzitu [1, 2].

### **Uhlíkový ekvivalent**

Uhlíkový ekvivalent vyjadřuje vliv chemického složení na svařitelnost. Zahrnuje jednotlivé příspěvky chemických prvků v hm. %.

Mezinárodní svářečský institut (IIW) vytvořil návrh vzorce, který platí pro oceli s obsahem  $C < 0.25$  hm% [1].

$$C_e = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} \quad [\%] \quad (1.1)$$

### **Fosfor**

Zvyšuje mez kluzu i mez pevnosti, ale snižuje plastické vlastnosti ocelí. Ve spojení s mědí zvyšuje odolnost proti atmosférické korozi. Způsobuje u ocelí sklon ke křehkému lomu, proto se jeho obsah redukuje na max.. 0,04 hm. % [2].

Jeho škodlivé působení lze shrnout [1]:

1. Zvyšuje sklon k segregaci tím, že prodlužuje dvoufázovou oblast v rozmezí teplot  $1534^{\circ}C - 1050^{\circ}C$ .
2. Malá difúzní rychlost v  $\alpha$  a  $\gamma$  tuhém roztoku (ferit, austenit) nedovoluje vyrovnání koncentrace fosforu.
3. Způsobuje zkřehnutí  $\alpha$  tuhého roztoku.

Fosfor snižuje mez únavy. Ve spojení se sírou zvyšuje riziko vzniku krystalizačních trhlin [2].

### **Síra**

Síra se někdy přidává úmyslně do nelegovaných ocelí ke zvýšení obrobitelnosti. Železo a sulfid železnatý tvoří ní Zotavitelné eutektikum, které se vlivem oxidu železnatého posouvá k nižším teplotám. Kritická je oblast tuhnutí od bodu tavení železa ( $1534^{\circ}C$ )

až k bodu tavení Fe – FeS eutektika při  $988^{\circ}\text{C}$ . Při velkém obsahu síry je materiál náchylný na vznik teplotních trhlin [2].

Při velkém obsahu síry se dolegovává mangan, protože mangan má větší afinitu k síře než železo. Bod tavení sulfidu manganatého (MnS) je při  $1610^{\circ}\text{C}$ . To znamená, že při tuhnutí oceli jsou již v pevném stavu a působí jako krystalizační zárodky [1, 2].

## Dusík

V železe a slitinách je vždy určité množství dusíku. Jeho obsah závisí na technologii výroby. Maximální rozpustnost dusíku při  $1600^{\circ}\text{C}$  je 0,04 až 0,05 hm.%. S klesající teplotou se dusík vylučuje jako stabilní nitrid  $\text{Fe}_4\text{N}$  nebo při teplotách nad  $200^{\circ}\text{C}$  jako  $\text{Fe}_{18}\text{N}_2$ . Vylučování nitridů má velký vliv na vlastnosti ocelí, zvyšují mez kluzu, mez pevnosti a tvrdost, ale snižují plastické vlastnosti (tažnost, vrubová houževnatost). Vylučování nitridů způsobuje stárnutí při normálních teplotách. Velmi nebezpečné je vylučování nitridů v TOO, které může vést při nízkých teplotách, k porušení svařené konstrukce [6].

Nežádoucí účinky dusíku a jeho nitridů lze odstranit přidáním prvků (Al, Ti, Zr), které mají větší afinitu k dusíku než má železo a tvoří stabilní nitridy [4].

## Vodík

Vodík je v ocelích nežádoucí příměsí. S rostoucí teplotou roste rozpustnost vodíku v železe. Při tuhnutí difunduje do dutin, mezer, kde se mění na molekulu vodíku  $\text{H}_2$ . Vyloučený vodík způsobuje velké vnitřní pnutí, které může vést až k porušení materiálu [4]. Vysoký obsah vodíku způsobuje vznik trhlin, pórů, tzv. rybích ok. Zdrojem vodíku ve svarovém kovu jsou nedostatečně vysušené obaly elektrod, tavidla, znečištěný povrch svařované součásti atd. [2, 4].

## Mangan

Mangan zvyšuje mez kluzu i mez pevnosti a při tom nedochází ke snížení plastických vlastností. Mangan v ocelích působí desoxidačně. Mangan váže na sebe síru za vzniku MnS. Pomocí manganu lze snížit obsah síry v oceli i ve svarovém kovu. Tímto mangan snižuje praskavost svarů [1, 4].



## **Křemík**

Křemík vyvolává zpevnění tuhého roztoku, protože atomy křemíku jsou menší než železa. Křemík má dobrý vliv na odolnost ocelí vůči oxidaci. V množství 3 až 4 hm. % odstraňuje náchylnost na vznik mezikrystalové koroze [4, 5].

## **Hliník**

Hliník je feritotvorný prvek, který zvyšuje žáruvzdornost. Hliník v ocelích působí desoxidačně a denitrifikačně. Oxidy a nitridy hliníku při tuhnutí ocelí působí jako krystalizační zárodky [1, 4].

## **Nikl**

Nikl se do ocelí a svarových kovů dolegovává z důvodu zlepšení plastických vlastností, zejména u svarových spojů pracujících při nízkých teplotách. U vysokolegovaných ocelí na bázi Cr-Ni zajišťuje spolu s dalšími prvky dosažení austenitické mikrostruktury [6].

## **Chrom, molybden, vanad**

Tyto prvky výrazně precipitačně zpevňují oceli i svarové kovy, protože jsou silně karbidotvorné. Precipitují jako karbidy  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ ,  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ ,  $\text{Mo}_2\text{C}$ ,  $\text{V}_4\text{C}_3$ . V případě molybdenu, pokud je rozpuštěn v tuhém roztoku má příspěvek k substitučnímu zpevnění [6].

Vanad vytváří s dusíkem karbonitrid  $\text{V}(\text{C},\text{N})$ , nebo  $\text{VN}$ , které způsobují zvýšení pevnostních vlastností ocelí a svarových kovů při vysokých teplotách v oblasti tečení.

S rostoucím obsahem chromu dochází ke zvýšení odolnosti materiálu proti korozi.

Dolegováním Ni, Cr, Mo, a V do ocelí se zvýší teploty předehřevu pro zabránění vzniku studených trhlin [6].

## Bór

Malé množství bóru zvyšuje žárovevné vlastnosti. V žárovevných ocelích je přidáván v malých množstvích cca 20 – 40 ppm[4, 5].

## 2.2 Teplota předehřevu

Na svařitelnost má také výrazný vliv teplota předehřevu. Uhlíkový ekvivalent  $C_e$  je ukazatel sklonu k zakalení TOO svarového spoje a svarového kovu.  $C_e$  ovlivňuje náchylnost na vznik studených trhlin. Vznik studených trhlin ovlivňuje nejen chemické složení, ale také obsah difúzního vodíku ve svaru a tuhost svařence. Předehřev je jedním opatřením, které používáme pro snížení vzniku studených trhlin [6].

Předehřev svarových spojů:

- snižuje rychlost ochlazování a tím snižuje riziko zakalení TOO svarového spoje a svarového kovu
- umožňuje vznik struktur, které jsou příznivější na difúzi vodíku
- prodlužuje dobu, po kterou může vodík difundovat
- snižuje teplotní gradienty ve svaru a tím přispívá ke snížení zbytkových napětí vyvolaných svařováním [6]

Teplotu předehřevu lze stanovit z ARA diagramů „In situ“ nebo výpočtem dle výpočtových rovnic. Předehřev svarových spojů se provádí dle ČSN EN ISO 13916. Tato norma upravuje vzdálenosti, do které musí být držena teplota předehřevu. V této normě jsou upraveny další neméně důležité teploty [1]:

- Teplota interpass  $T_i$  – teplota vícevrstevného svaru a přiléhajícího základního materiálu bezprostředně před aplikací další svarové housenky. Uvádí se jako maximální teplota.
- Teplota ohřevu  $T_m$  – minimální teplota v oblasti svaru, která musí být udržovaná v případě přerušování svařování [1].

Pro svařování žárovevných ocelí lze stanovit teplotu předehřevu dle ČSN EN 1011-2. Níže jsou uvedeny výpočty předehřevu pro žárovevné oceli na bázi Cr – Mo a Cr – Ni – Mo [6].

#### **Výpočet teploty předehřevu dle Seferiána [6]**

$$T_p = 350 \cdot \sqrt{C_p - 0,25} \quad [^{\circ}C] \quad (2.1)$$

$$T_p - \text{teplota předehřevu} \quad [^{\circ}C]$$

$$C_p = C_c + C_s \quad (2.2)$$

$$C_c = \frac{360 \cdot C + 40 \cdot (Mn + Cr) + 20 \cdot Ni + 28 \cdot Mo}{360} \quad (2.3)$$

$$C_s = 0,005 \cdot s \cdot C_c \quad (2.4)$$

s – tloušťka materiálu [mm]

#### **Výpočet teploty předehřevu podle Ita a Bessya [1]**

$$T_p = 1440 \cdot P_w - 392 \quad [^{\circ}C] \quad (2.5)$$

$$T_p - \text{teplota předehřevu} \quad [^{\circ}C]$$

$$P_w = P_{CM} + \frac{H}{60} + \frac{K}{40 \cdot 10^4} \quad (2.6)$$

$$P_{CM} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Cr}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5 \cdot B \quad (2.7)$$

$$K = K_0 \cdot s \quad (2.8)$$

kde:

**H** – obsah difuzního vodíku stanovený glycerinovou zkouškou [ $ml \cdot 100g^{-1}$ ]

**K** – intenzita tuhosti spoje

**K<sub>0</sub>** – koeficient, pro tupý spoj  $K_0 = 69$ ; s – tloušťka materiálu [mm]

### 3. Žáropevné oceli

Žáropevné oceli jsou používány pro konstrukci energetických strojů, zařízení. Žáropevných ocelí lze využít ke stavbě kotlů, rozvodů páry, zásobníků, armatur apod. [7].

Základním požadavkem, který je kladen na žáropevné materiály je zachování mechanických vlastností při vyšší teplotě [8].

Požadavky kladené na žáropevné materiály [7]:

- vysoká dlouhodobá pevnost při tečení
- vysoká mez kluzu a pevnosti v tahu
- dobrá tvárnost, tažnost a odolnost proti křehkému porušení
- vysoká odolnost proti tepelné a tepelně – mechanické únavě
- výsledné fyzikální vlastnosti – vysoký součinitel tep. vodivosti a nízký součinitel teplotní roztažnosti
- dobrá žáruvzdornost a korozní odolnost v prostředí spalin a vodní páry
- dobré technologické vlastnosti jako svařitelnost

#### 3.1 Rozdělení žáropevných ocelí

Volba vhodné oceli vychází z teplotní odolnosti. Patří zde maximální použitá teplota, pevnostní charakteristiky při zvýšených teplotách a žáruvzdornost [7].

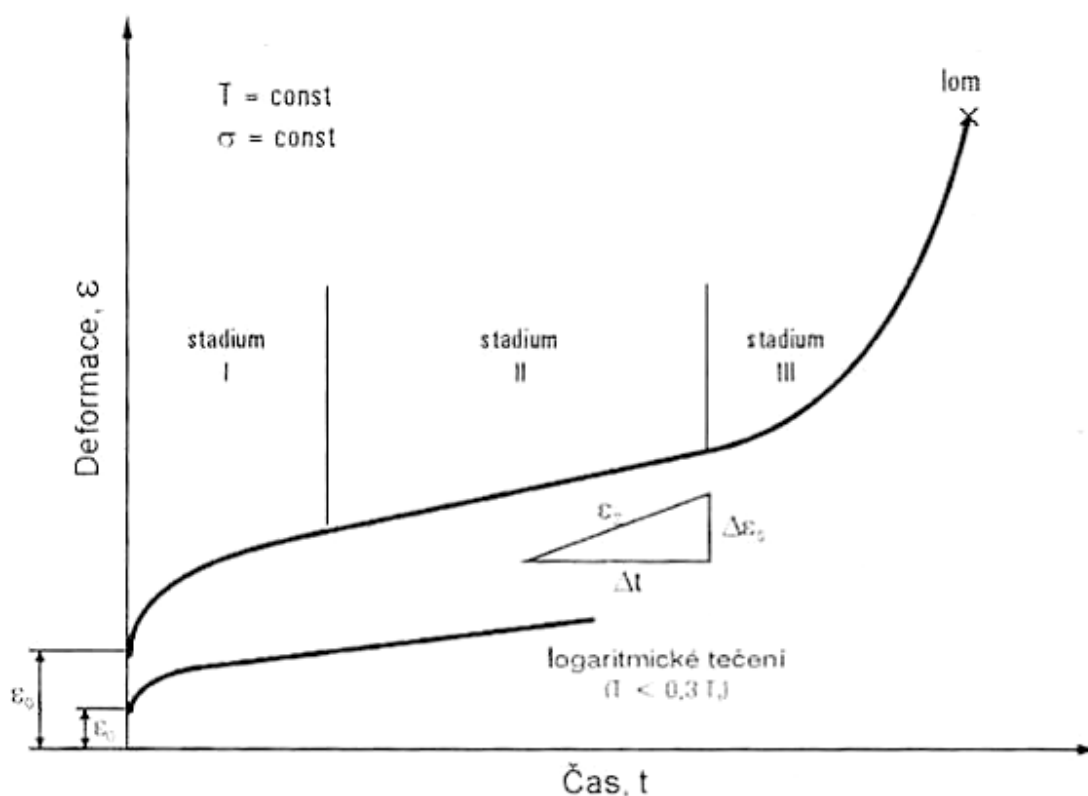
Z hlediska teplotního použití a úrovně legování lze žáropevné oceli rozdělit na [8]:

- uhlíkové kotlové oceli – teplotní použití  $450^{\circ}\text{C}$  –  $480^{\circ}\text{C}$
- nízkolegované oceli – teplotní použití  $560^{\circ}\text{C}$  –  $580^{\circ}\text{C}$
- feritické chromové oceli – teplotní použití  $600^{\circ}\text{C}$
- austenitické Cr – Ni, Cr – Ni – Mo oceli – teplotní použití  $650^{\circ}\text{C}$  –  $750^{\circ}\text{C}$ .

### 3.2 Charakteristika procesu tečení (creep)

Proces tečení lze definovat jako nárůst plastické deformace s časem působením konstantního zatížení za zvýšených teplot, který po určité době může vést až k lomu součásti. Tato doba závisí na zatížení a teplotě. Creepové charakteristiky kovů jsou ovlivňovány teplotou tavení, modulem pružnosti a velikostí zrna. Obecně platí, že čím vyšší je teplota tavení, vyšší modul pružnosti a větší velikost zrna tím má materiál větší odolnost vůči creepu [7, 9].

Křivka tečení vyjadřuje nárůst deformace s časem. Křivka tečení je uvedena na obr. 1. Na této křivce lze rozlišit 3 oblasti [7]:



Obr. 1 Charakteristická křivka tečení [7]

- primární tečení, které je označováno jako logaritmické tečení. Při tomto primárním tečení po přiložení zatížení, rychlost deformace klesá s mírou průběhu procesu v důsledku zvyšování hustoty dislokací.

- sekundární (stacionární) tečení. Toto stádium je nejdůležitější z praktických hledisek, ve kterém je vytvořena rovnováha mezi procesy zpevnění a zotavení
- Terciální tečení – je zrychlené tečení. Při tomto stadiu je pozorován intenzivní nárůst rychlosti tečení, spojený s rozvojem pórů a mikrotrhlin, což následně vede k lomu. Výskyt jednotlivých stádií tečení závisí na hodnotě teploty a napětí [7, 9].

Žáropevnost ocelí ovlivňují faktory, které zpevňují mřížku tuhého roztoku. Tímto zpevněním tuhého roztoku dochází k omezení dislokačního skluzu nebo difuzního pohybu [8].

### ***3.3 Svařitelnost nízkolegovaných žárovevných ocelí***

Nízkolegované oceli mají vyšší mez kluzu i pevnosti při normálních i zvýšených teplotách než nízkouhlíkové oceli. Mají lepší žárovevné vlastnosti při teplotách  $500^{\circ}\text{C}$  -  $580^{\circ}\text{C}$  než oceli uhlíkové. Kromě uhlíku, manganu a křemíku jsou dolegovány chromem, molybdenem a vanadem. Dokonalé desoxidace lze docílit zejména hliníkem. Celkový součet legujících prvků nepřesahuje 5 hm. % [1].

Vysoké hodnoty mechanických vlastností jsou zajištěny [6]:

- zpevněním tuhého roztoku
- precipitačním zpevněním
- dislokačním zpevněním
- jemnozrnnou strukturou

Zpevnění tuhého roztoku je závislé na obsahu C, Mn, Mo. Precipitačního zpevnění se dosahuje precipitací (vyloučením) karbidů chromu ( $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ ,  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ ), molybdenu  $\text{Mo}_2\text{C}$  a vanadu  $\text{V}_4\text{C}_3$ . Dále karbonitridy vanadu  $\text{V}(\text{C},\text{N})$ , niobu  $\text{Nb}(\text{c},\text{N})$ , titanu  $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$  a nitridu vanadu VN [6].

Velikost precipitačního zpevnění, mechanických vlastností a žárovevnost závisí na velikosti, počtu a střední vzdálenosti vytvrzující fáze, tedy na disperzi vytvrzujících

fází. Disperze precipitátů je určována použitým tepelným zpracováním. Proto se pro svařované konstrukce z nízkolegovaných ocelí dodávají polotovary normalizované a popuštěné, nebo kalené a popuštěné. Popuštění se provádí z důvodu dosažení optimální disperze vytvrzujících částic [2, 8].

Prvky jako C, Mn, Cr, Mo a Ni v ARA diagramu snižují kritickou rychlost pro dosažení martenzitu. S rostoucím obsahem těchto prvků se zvyšuje sklon k zakalení jak ve svarovém kovu tak i v tepelně ovlivněné oblasti svarového spoje. Vyšší náchylnost na vznik studených trhlin indukovaných vodíkem roste s rostoucím podílem martenzitu, nebo spodního bainitu ve struktuře. Proto se při svařování používají zejména nízkovodíkové přídatné materiály stejného chemického složení. Před samotným procesem svařování je potřeba přídatné materiály vysušit dle doporučení výrobce. Pro snížení tepelného příkonu ve svaru používáme přídatných materiálů menších průměrů [2, 3, 8].

Svarové spoje nízkolegovaných ocelí svařujeme s předehřevem. V případě větších tloušťek materiálů používáme dohřev. Svarové spoje nízkolegovaných ocelí se po svaření popouštějí. Účelem tohoto popouštění je snížit zbytková napětí a zlepšit strukturu svarového spoje, která byla negativně ovlivněna v důsledku teplotního cyklu při svařování. V průběhu popuštění dochází k rozpadu martenzitu na feriticko – karbidickou mikrostrukturu. Ve svarovém kovu a TOO se díky popouštění obnovuje optimální disperze vytvrzujících částí a dochází k získání optimálního poměru mezi pevnostními a plastickými vlastnostmi [6].

Teplota popouštění se volí dostatečně vysoká, aby došlo k vyloučení vytvrzujících fází v průběhu popouštění a nedocházelo k precipitaci při pracovních teplotách za provozu a tím nedocházelo k tzv. sekundárnímu vytvrzení. Sekundární vytvrzování způsobuje zvýšení tvrdosti a snížení plastických vlastností [2, 6].

Popouštěcí teploty svarových spojů nízkolegovaných žárovečných ocelí se pohybují v rozmezí  $680^{\circ}\text{C}$  -  $720^{\circ}\text{C}$ . Doporučená doba výdrže na popouštěcí teplotě je 4 minuty na 1 mm tloušťky. Nízkolegované oceli jsou náchylné na vznik žíhacích trhlin. Proto je důležité dodržet maximální povolené rychlosti ohřevu na popouštěcí teplotu. Nutné je dodržet také maximální rychlost ochlazování z popouštěcí teploty. Náchylnost ocelí na vznik žíhacích trhlin roste s rostoucím obsahem legujících prvků, především chromu a s rostoucí tloušťkou žíhaných svarových spojů [8].

### 3.4 Svařitelnost vysokolegovaných ocelí

Vysokolegované oceli obsahují více než 10 hm. % legujících prvků. Dle TNI CEN ISO/TR 15608 jsou řazeny do skupin 8 až 10 [6].

Vysokolegované oceli se vyrábějí pro [8]:

- zlepšení korozních vlastností
- zlepšení žáruvzdorných a žárovevých vlastností
- zvýšení odolnosti proti opotřebení
- zlepšení vlastností za nízkých teplot

Mezi korozivzdorné oceli se řadí oceli, které jsou schopné pasivace. Tyto oceli jsou schopny odolávat elektrochemické korozi. Nutnou podmínkou pro schopnost pasivace je obsah chromu v tuhém roztoku nad 12 hm. % v závislosti na obsahu uhlíku [4, 6].

Žáruvzdorné oceli odolávají oxidaci a chemické korozi v plynech při teplotách nad  $600^{\circ}\text{C}$ . Tyto oceli jsou legovány prvky jako Cr, Al, Si. Tyto prvky tvoří na povrchu stabilní vrstvu oxidů  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{SiO}_2$ . Tato vrstva je odolná proti opalu. Žárovevné oceli se vyznačují vysokými hodnotami meze pevnosti při tečení [8].

Nejdůležitější legující prvky lze rozdělit do dvou skupin na [6]:

- Austenitotvorné prvky, které rozšiřují v rovnovážném diagramu oblast  $\gamma$ .  
patří zde: C, Ni, Cu, Mn, N
- Feritotvorné prvky, které zúžují oblast  $\gamma$   
patří zde Cr, Mo, Si, Al, W, Ti, Nb, V.

Vysokolegované oceli lze rozdělit dále na [8]:

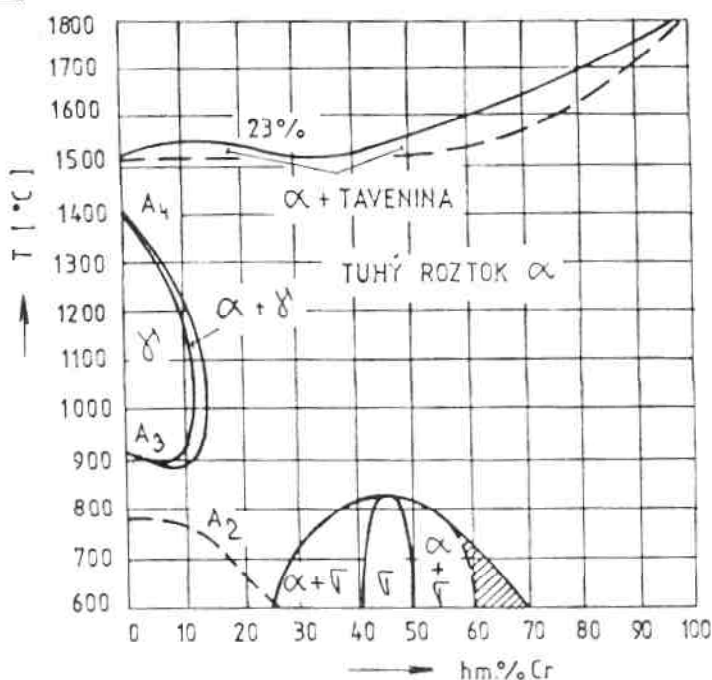
1. Feritické chromové oceli
2. Martenzitické chromové oceli
3. Austenitické Cr – Ni, nebo Cr – Ni – Mo oceli
4. Austenitické feritické (duplexní) Cr – Ni, nebo Cr – Ni – Mo oceli



### 3.4.1 Struktura vysokolegovaných korozivzdorných ocelí

Struktura vysokolegovaných korozivzdorných ocelí je závislá na chemickém složení. Diagram železo – chrom podává základní informace o možných strukturách chromových ocelí. Diagram železo – chrom je uveden na obr. 2. Chrom řadíme mezi feritotvorné prvky, to znamená, že stabilizuje oblast  $\alpha$  a zmenšuje oblast  $\gamma$  v diagramu Fe – Cr. Dochází k transformaci  $\alpha - \gamma - \alpha$  do obsahu chrómu 13 hm. %. Nad touto hranicí 13 hm. % je oblast feritu. Tato slitina při ohřevu nad  $900^\circ\text{C}$  bude mít hrubé zrno a slitina bude křehnout. U obsahu 45 hm. % Cr vzniká nová fáze  $\sigma$ , která způsobuje křehnutí slitin Fe – Cr. Tato fáze  $\sigma$  je stabilní do teploty  $820^\circ\text{C}$  [6].

Při použití diagramu Fe – Cr je potřeba uvážit také vliv uhlíku, který je austenitotvorný prvek, který rozšiřuje oblast  $\gamma$  směrem k vyšším obsahům Cr [8].



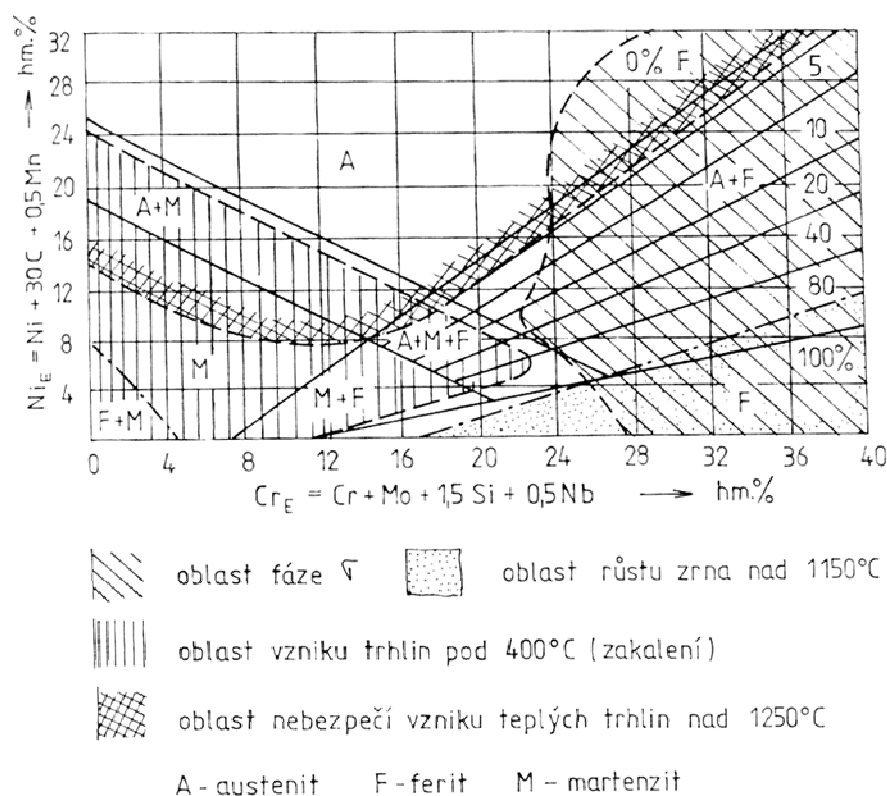
Obr. 2 Rovnovážný diagram Fe – Cr [8]

Větší korozní odolnosti a větší houževnatosti ocelí lze dosáhnout u chromových ocelí dolegováním niklem, který spolu s ostatními prvky zajišťuje austenitickou strukturou Cr–Ni ocelí. V austenitu je větší rozpustnost uhlíku než ve feritu. Austenit má také lepší

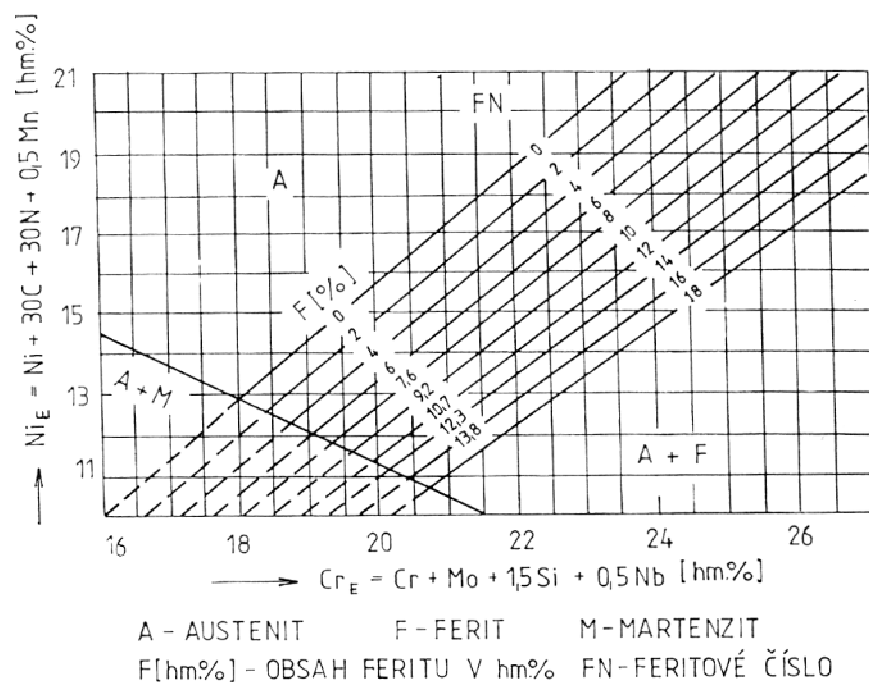
plastické vlastnosti než ferit. Vyšší rozpustnost uhlíku v austenitu snižuje nebezpečí precipitace karbidů chromu [4, 6].

Struktura Cr – Ni ocelí je výsledkem kombinace feritotvorných a austenitotvorných prvků. Ekvivalent chromu  $Cr_e$  vyjadřuje vliv všech feritotvorných prvků. Ekvivalent niklu  $Ni_e$  vyjadřuje vliv všech austenitotvorných prvků. Na základě těchto ekvivalentů  $Cr_e$  a  $Ni_e$  byly sestaveny konstituční diagramy, které se používají k odhadům výsledné struktury Cr – Ni ocelí. Jedná se o Schaefflerův a De Longův diagram. Schaefflerův diagram je uveden na obr. 3. De Longův diagram je na obr. 4 [6].

De Longův diagram upřesňuje Schaefflerův diagram. Do ekvivalentu niklu  $Ni_e$  zahrnul vliv dusíku, který patří mezi austenitotvorné prvky. Proto lze De Longův diagram použít pro austenitické Cr – Ni oceli s dusíkem. Jeho použití není vhodné pro oceli s vysokým obsahem manganu [8].

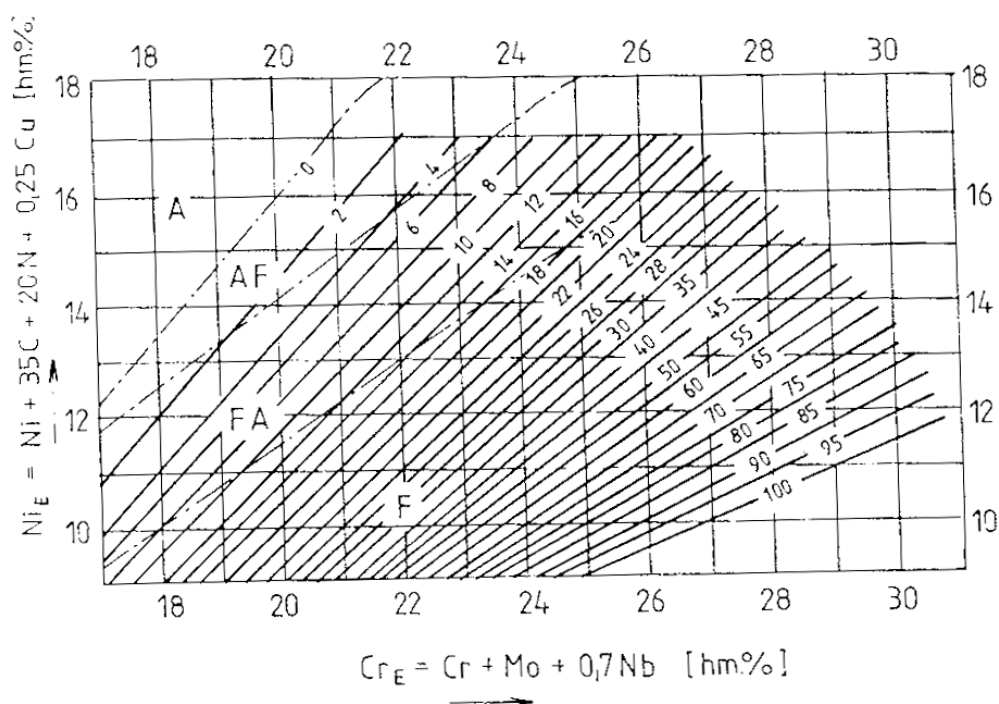


Obr. 3 Schaefflerův diagram [8]



Obr. 4 De Longův diagram [8]

Pro určení mikrostruktury Cr – Ni ocelí s vyšším podílem feritu ve struktuře není možné použít ani Schaefflerův ani De Longův diagram. Pro definování struktury u feriticko austenitických duplexních ocelí byl zkonstruován konstituční diagram, který umožňuje spolehlivé odhady obsahu feritu ve struktuře Cr – Ni ocelí v rozsahu od 0 – 100 FN (feritové číslo). Jedná se o diagram WRC – 1992, který je uveden na obr. 5 [6].



Obr. 5 diagram WRC – 1992 [6]

Tento diagram se od předchozích liší změnou výpočtu ekvivalentů  $Ni_e$  a  $Cr_e$ . Do výpočtu  $Cr_e$  jsou zahrnuty pouze obsahy Cr, Mo, Nb. Do výpočtu  $Ni_e$  jsou zahrnuty obsahy Ni, C, N, Cu. Tento diagram vyjadřuje náchylnost na vznik krystalizačních teplých trhlin v závislosti na způsobu krystalizace [8].

Oblasti A a AF (obr. 5) se vyznačují primární austenitickou krystalizací. V těchto oblastech je pravděpodobný výskyt krystalizačních teplých trhlin. V oblastech FA a F dochází k primární feritické krystalizaci. Výskyt krystalizačních teplých trhlin ve svarovém kovu je málo pravděpodobný. Tento diagram byl konstruován pro rychlosti ochlazování, které odpovídají svařování elektrickým obloukem. Je vhodný pro oceli s obsahem do 10 hm. % Mn a 0,25 hm. % N [6].

Všechny diagramy lze použít k odhadu obsahu feritu a austenitu jak v základním materiálu tak i ve svarovém kovu. Při odhadu obsahu feritu ve svarovém kovu je potřeba vzít v úvahu určité promísení svarového kovu a základního materiálu [6].

### **3.4.2 Svařitelnost feritických chromových ocelí**

Při provádění svarových spojů u klasických feritických ocelí může v tepelně ovlivněné oblasti vzniknout martenzit, zatím co základní materiál, který nebyl ovlivněn svařováním je feritický. Ohřevem při svařování může uhlík v TOO, vyvolat vznik austenitu, který se uvolňuje při rozpouštění karbidů. Austenit se při ochlazování transformuje na martenzit. Proto feritické oceli svařujeme s předehřevem [8].

Předehřev má za úkol snížit rychlost ochlazování ve svarovém kovu a v TOO. Pro určení teploty předehřevu nelze použít empirické vzorce, které slouží pouze pro určení teploty předehřevu pro uhlíkové a nízkolegované oceli. Teplotu předehřevu lze určit experimentálně (zkouškami praskavosti) [6].

Při svařování feritických chromových ocelí jsou definovány následující problémy [1, 8]:

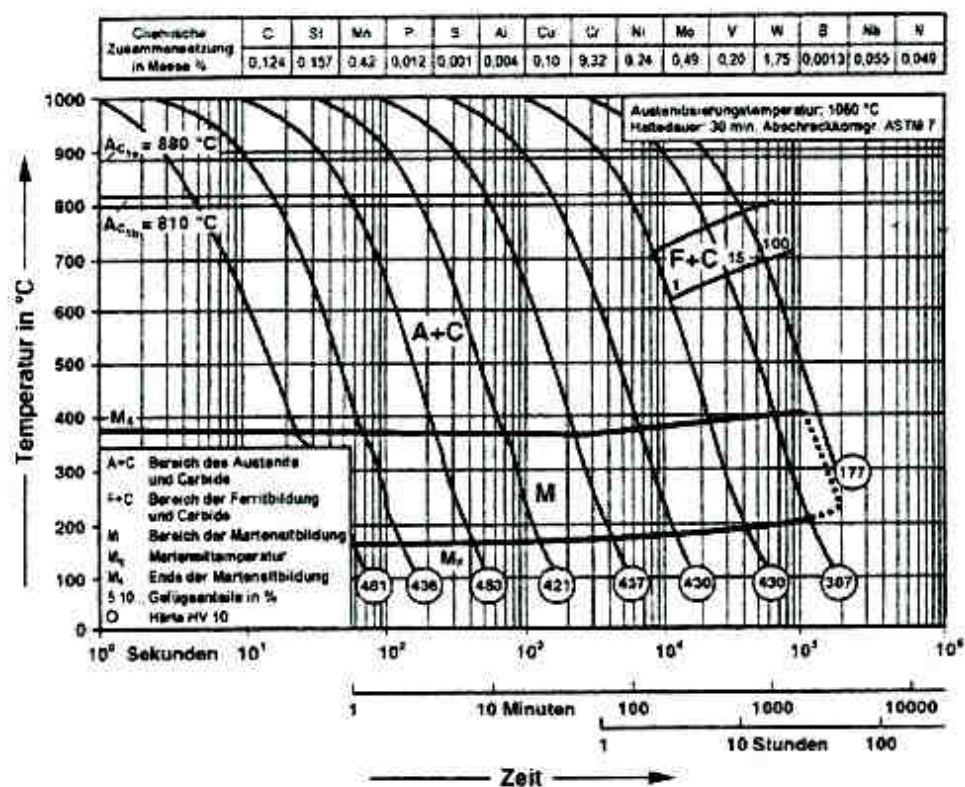
- a) Nad teplotou  $900^{\circ}C$  nastává růst zrna, který lze zpomalit přísadou Ti, Al, N. Toto zhrubnutí zrna způsobí zkřehnutí v pásmu přehřátí v TOO.

- b) Zkřehnutí při teplotě  $475^{\circ}\text{C}$ . V teplotní oblasti  $450^{\circ}\text{C} - 525^{\circ}\text{C}$  dochází ke zkřehnutí, které je důsledkem precipitačních procesů. Toto zkřehnutí se dá odstranit krátkým ohřevem na teplotu mezi  $700^{\circ}\text{C} - 800^{\circ}\text{C}$ .
- c) V rozsahu teplot  $500^{\circ}\text{C} - 800^{\circ}\text{C}$  může vzniknout tvrdá a křehká intermetalická sloučenina tzv. fáze  $\sigma$ . Tato fáze způsobuje zkřehnutí, které lze odstranit vyžháním na teplotě  $900^{\circ}\text{C}$ .
- d) Interkrystalická koroze, vzniká v důsledku precipitace karbidů chromu [1, 4, 8].

Představitelem chromových feritických ocelí je ocel P92. Ocel P92 je mimo jiné legována wolframem a niobem pro zvýšení creepové odolnosti. Ocel P92 se dodává ve stavu normalizovaném ( $1040^{\circ}\text{C} - 1090^{\circ}\text{C}$ ) a následně popuštěném ( $740^{\circ}\text{C} - 780^{\circ}\text{C}$ ). Teplota austenitizace se volí tak, aby došlo k rozpuštění karbidů, karbonitridů a nitridů bez výrazného nárůstu austenitických zrn. A také, aby nedošlo k tvorbě  $\delta$ -feritu, který nepříznivě působí na pevnostní vlastnosti oceli. Ochlazováním na vzduchu dojde k tomu, že získáme martenzitickou strukturu. Ocel P92 je plně prokalitelná na vzduchu [10].

Na obr. 6 je uveden ARA diagram oceli P92. Mikrostruktura této oceli je tvořena pouštěným martenzitem. Při delší době ochlazování lze dosáhnout feriticko-karbidické struktury [11].

Pro svařování chromových feritických ocelí používáme přídatné materiály stejného chemického složení jako základního materiálu. Snažíme se limitovat teplo vnesené do svarového spoje tím, že volíme přídatné materiály menších průměrů. Svarové spoje se po svaření obvykle žíhají v rozmezí teplot  $750^{\circ}\text{C} - 850^{\circ}\text{C}$  [8].



Obr. 6 ARA diagram oceli P92 (X10CrWMoVNb9-2)[11]

### 3.4.3 Svařitelnost martenzitických chromových ocelí

Tyto oceli obsahují 11,5 – 18 hm. % Cr a zvýšený obsah uhlíku. Použití těchto ocelí je omezeno tím, že při svařování dochází k zakalení v TOO svarového spoje. Při svařování martenzitických chromových ocelí je základním problémem náchylnost na vznik studených trhlin. Proto je zásadně svařujeme s předehřevem, kontrolujeme teplotu Interpass a provádíme dohřev. Teplota předehřevu se stanovuje na 250 °C a teplota Interpass v rozmezí teplot 100 °C – 150 °C. Při teplotě předehřevu 250 °C zůstává ve struktuře ještě dostatečné množství austenitu, ve kterém se rozpouští difuzní vodík [8].

Při svařování používáme přídatných materiálů s menšími průměry, aby následující vrstva svarového kovu vyžihala vrstvu předchozí. Dohřev aplikujeme abychom umožnili difuzi vodíku [6].

V pásmu přehřátí v TOO a ve svarovém kovu je limitující hodnotou požadovaných mechanických vlastností většinou hodnota vrubové houževnatosti. Proto se svarové spoje martenzitických chromových ocelí tepelně zpracovávají. Jedná se o žihání na snížení vnitřního pnutí při teplotách pod  $A_{c1}$ . Tepelným zpracováním dochází

k popuštění martenzitu, tím se sníží jeho tvrdost a pevnost, ale zároveň se zvýší jeho tažnost a houževnatost. U tvarově složitých tuhých svařenců je potřeba provést teplené zpracování ihned po svaření bez ochlazení na teplotu okolí. U svarových spojů martenzitických chromových ocelí mohou vznikat problémy s křehnutím, precipitací  $\sigma$  - fáze a mezikrystalovou korozi [2, 8].

Pro svařování martenzitických chromových ocelí používáme přídatných materiálů stejného chemického složení jako základního materiálu. Používáme přídatné materiály s velmi nízkým obsahem difuzního vodíku [6].

#### **3.4.4 Austenitické Cr-Ni, Cr-Ni-Mo oceli**

Svařitelnost austenitických Cr-Ni korozivzdorných ocelí ovlivňují tři hlavní faktory [8]:

- náchylnost k tvoření teplých trhlin
- precipitace karbidů chromu, které způsobují mezikrystalovou korozi
- zkřehnutí vznikem  $\sigma$  - fáze

**Teplé trhliny** vznikají jak ve svarovém kovu tak i v tepelně ovlivněné oblasti při ochlazování svarových spojů z vysokých teplot (nad 850 °C) [5].

Teplé trhliny lze rozdělit na [1]:

- Krystalizační trhliny, které vznikají ve svarovém kovu v průběhu krystalizace
- Likvační trhliny vznikající ve vysoce ohřátém podhousenkovém pásmu TOO základního materiálu, nebo při několikavrstvém svařování ve svarovém kovu.
- Polygonizační trhliny – tyto trhliny mohou vznikat jako likvační v TOO základního materiálu, nebo ve svarovém kovu při nižší teplotě. Jsou charakteristické pro vysokolegované austenitické oceli [1].

Příčinou teplých trhlin jsou prvky S, P, Si, Ti, Nb, které tvoří nízkotavitelná eutektika se železem a niklem. Proto se doporučuje obsah síry a fosforu nižší než 0,002 hm. %. Síru nejefektivněji na sebe váže mangan za vzniku Mn-S [6].

K snížení vlivu fosforu je pouze možné využít jeho rozpustnosti v  $\delta$  - feritu. Důležitým faktorem pro snížení náchylnosti austenitických ocelí k tvorbě teplých trhlin je obsah  $\delta$  - feritu ve struktuře. Vyšší obsahy  $\delta$  - feritu způsobují snížení antikoročních vlastností a podporují vznik  $\sigma$  - fáze. S klesající teplotou klesá i rozpustnost niklu v  $\delta$  - feritu, který se dále transformuje na austenit [2, 6].

### **Mezikrystalová koroze ( MKK )**

Mezikrystalová koroze nastává u korozivzdorných ocelí. Probíhá přednostně podél hranic zrn. Může nastat v pásmu zcitlivění. Toto pásmo leží v rozsahu teplot  $425^{\circ}\text{C}$  -  $815^{\circ}\text{C}$  [1, 4, 8].

Názory na vznik mezikrystalové koroze jsou následující [2, 6]:

- Teorie ochuzení – změnou chemického složení tuhého roztoku na rozhraní zrn v okolí precipitátů.
- Teorie pnutí – způsobené energetickými rozdíly v místech vylučování sekundární fáze
- Teorie článků – rozpuštěním rozhraní zrn následkem vzniku místních článků [2,8].

Teorie ochuzení vysvětluje MKK tak, že v důsledku vylučování karbidů a nitridů chrómu dojde ke snížení obsahu chrómu. Difuze uhlíku a dusíku k hranicím zrn probíhá mnohem rychleji než difuze chrómu. Proto uhlík, příp. dusík potřebný k tvorbě karbidů, příp. nitridů, difunduje k rozhraní zrn i z vnitřku, kdežto potřebný chrom pochází z okrajů austenitických zrn. V důsledku vyloučení karbidů klesne obsah chrómu v povrchové vrstvě tak, že tato povrchová vrstva ztrácí schopnost pasivace a podléhá rychle korozi. Náchylnost na MKK se přičítá k místu ochuzené o chrom, které se nachází mezi částicemi precipitátů, kde obsah chrómu klesl pod 12 hm. % [4, 6].

Podle teorie pnutí v místech, kde se začíná vylučovat a postupně roste druhá fáze vznikají velká vnitřní pnutí. Tím vznikají ve struktuře velké energetické rozdíly, které se projevují nedokonalou pasivací hranic zrn [6].



Podle teorie mikročlánku, působí jako katoda ušlechtlejší karbid (nitrid) a méně ušlechtilý kov se chová jako anoda. Na hranici mezi karbidem a základním kovem je předpoklad vzniku článku, ve kterém okolí karbidů, nitridů koroduje. K tomuto procesu dochází i v případě použití rozpouštěcího žíhání [8].

Ze všech teorií vyplývá, že základní příčinou vzniku MKK je precipitace karbidů a nitridů chrómu. Zvýšení odolnosti proti MKK je možné v zabránění precipitaci karbidů chrómu. Toto závisí na řadě činitelů [6]:

- chemické složení
- stabilizace oceli
- doba setrvání v oblasti kritických teplot
- tepelné a mechanické zpracování

### **Vznik fáze $\sigma$**

Fáze  $\sigma$  je tvrdá, nemagnetická a křehká intermetalická sloučenina, která způsobuje zkřehnutí chromových ocelí. Může vzniknout ve svarových spojích při teplotách od  $500^{\circ}\text{C}$  -  $820^{\circ}\text{C}$  [4, 8].

Při teplotě  $600^{\circ}\text{C}$  se fáze  $\sigma$  vyskytuje společně s fází  $\alpha$  v rozmezí obsahu 26 – 41 hm. % chrómu. Oblast čisté fáze  $\sigma$  je v rozmezí 41 – 50 hm. % chrómu a oblast  $\sigma + \alpha$  od 50 - 71 hm. % Cr. Fáze  $\sigma$  je stabilní až do teploty  $820^{\circ}\text{C}$ . Při teplotě  $825^{\circ}\text{C}$  se fáze  $\sigma$  mění na fázi  $\alpha$  [6].

Činitelé podporující vznik fáze  $\sigma$  jsou [8]:

- feritotvorné prvky (Si, Al, Ti, Mo, Nb), které vyvolají vznik fáze  $\alpha$ , která je bohatší na chrom a usnadní přeměnu na fázi  $\sigma$ .
- karbidotvorné prvky Ti, Zr, Nb, Ta, které zabraňují vazbě chrómu na karbidy a tak se posunuje obsah chrómu k vyšším obsahům.
- heterogenita taveb, lokální obohacení fáze  $\alpha$  chromem
- místní přesycení chromem při rychlém ochlazení
- únava za tepla

Austenitické oceli svařujeme přidavnými materiály stejného nebo podobného chemického složení jako základní materiál. Rozhodujícím faktorem je obsah  $\delta$  - feritu ve svarovém kovu. Pro svařování austenitických ocelí lze použít téměř všechny technologie svařování, které zajistí ochranu svarového kovu [6].

Mezi zástupce vysokolegovaných austenitických ocelí patří ocel 1.4918. Tato ocel je na bázi Cr-Ni-Mo, má vyšší obsah niklu až 14 hm.%, a molybdenu až 2,2 hm. %. Vyšší obsah niklu zabezpečuje lepší stabilitu austenitu, a zabraňuje vzniku feritu ve výchozí struktuře [7, 11,].

Austenitické oceli svařujeme bez předehřevu, protože nejsou náchylné na vznik studených trhlin. Austenitické oceli nelze zakalit. Předehřev by mohl negativně ovlivnit korozní odolnost svarového spoje. K zamezení vzniku teplých trhlin limitujeme tepelný příkon do svarového spoje maximálně na  $15 \text{ kJ.cm}^{-1}$  a teplotu Interpass na max.  $150^{\circ}\text{C}$  [8].

Nízký tepelný příkon snižuje nebezpečí růstu zrn v pásnu přehřátí v TOO. Svarové spoje se většinou tepelně nezpracovávají. U tuhých a tvarově komplikovaných svarových spojů lze použít žhání na snížení vnitřního napětí na teploty  $400^{\circ}\text{C}$  -  $500^{\circ}\text{C}$  nebo  $850^{\circ}\text{C}$  -  $950^{\circ}\text{C}$ . Korozní odolnost lze zlepšit rozpouštěcím žháním na  $1000^{\circ}\text{C}$  -  $1050^{\circ}\text{C}$  /voda, které může být doplněno stabilizačním žháním při teplotách  $900^{\circ}\text{C}$  -  $950^{\circ}\text{C}$  s volným ochlazováním [4, 6, 8].

### ***3.5 Svařitelnost heterogenních svarových spojů***

Při svařování ocelí různých chemických složení a různých strukturních bází dochází k degradaci jednoho nebo druhého materiálu. Tato degradace je způsobena tím, že na přechodu základního materiálu do svarového kovu vzniká natavená zóna, která má odlišné chemické složení a s tím zároveň dochází ke snížení mechanických, fyzikálních a chemických vlastností. Při provozu za vyšších teplot než  $350^{\circ}\text{C}$  dochází k difuzním pochodům, především k difuzi uhlíku. Tato difuze má za následek oduhličení a nauhličení pásem, ve kterých dochází k degradaci mechanických vlastností [6].

## 4. Experimentální část

### 4.1 Základní materiál

Tato diplomová práce je zaměřena na chování heterogenních svarových spojů po teplotní expozici. Heterogenní svarový spoj je tvořen ocelí P92 (X10CrWMoVNb9-2) a ocelí 1.4918 (X6CrNiMo 17-13-2).

Ocel P92 je strukturou martenzitická. Technické dodací podmínky, chemické složení mechanické vlastnosti jsou uvedeny v normě ČSN EN 10216-2+A2. Tyto oceli je nutné předežhřát před svařování, a následně tepelně zpracovat. Chemické složení oceli P92 je uvedeno v tab. 1. Mechanické vlastnosti této oceli jsou uvedeny v tab. 2. Hodnoty mechanických vlastností a chemického složení byly před experimentem ověřeny zkouškami [12].

Tab. 1 Chemické složení oceli P92 (X10CrWMoVNb9-2) [12]

Prvek	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo	V	W	Al	Nb	B	N
Obsah v hm. %	0,124	0,5	0,19	0,021	0,002	0,137	8,9	0,421	0,196	1,72	0,006	0,046	0,0022	0,051

Tab. 2 Mechanické vlastnosti P92 (X10CrWMoVNb9-2) [12]

R <sub>p0,2</sub> [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	A <sub>5</sub> [%]	Z [%]	KV při 20 °C [J]
572	752	22,8	72,4	126

Ocel 1.4918 je strukturně austenitická. Její chemické složení je uvedeno v tab. 3 a mechanické vlastnosti v tab. 4. Austenitické oceli se nedoporučuje aplikovat předežhřev.

Tab. 3 Chemické složení oceli 1.4918 (X6CrNiMo17-13-2) [12]

Prvek	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo	N
Obsah v hm. %	0,059	1,17	0,44	0,035	0,001	12,2	16,3	2,06	0,0359

Tab. 4 Mechanické vlastnosti oceli 1.4918 (X6CrNiMo17-13-2) [12]

R <sub>p0,2</sub> [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	A <sub>5</sub> [%]	Z [%]	KV při 20 °C [J]
382	615	42,8	67,3	260

## 4.2 Přídavný materiál

Pro svařování heterogenních svarových spojů byla použita metoda 141 (obloukové svařování wolframovou elektrodou v inertním plynu). Na základě použití této metody byl s ohledem na výsledné vlastnosti zvolen přídavný materiál od firmy Böhler s označením Thermanit 617. Tento přídavný materiál se používá pro svařování žárovevých materiálů. Přídavný materiál má podobné chemické složení jako austenitická ocel 1.4918. Chemické složení přídavného materiálu je uvedeno v tab. 5 a mechanické vlastnosti v tab. 6. Dle výrobce doporučené parametry svařování jsou uvedeny v tab. 7. Podrobnější informace o přídavném materiálu jsou uvedeny v příloze č. 1[13]

Tab. 5 Chemické složení přídavného materiálu Thermanit 617

Prvek	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Al	Ti	Fe
Obsah v hm. %	0,050	0,10	0,10	zbytek	21,50	9,00	1,00	0,50	1,00

Tab. 6 Mechanické vlastnosti Thermanit 617

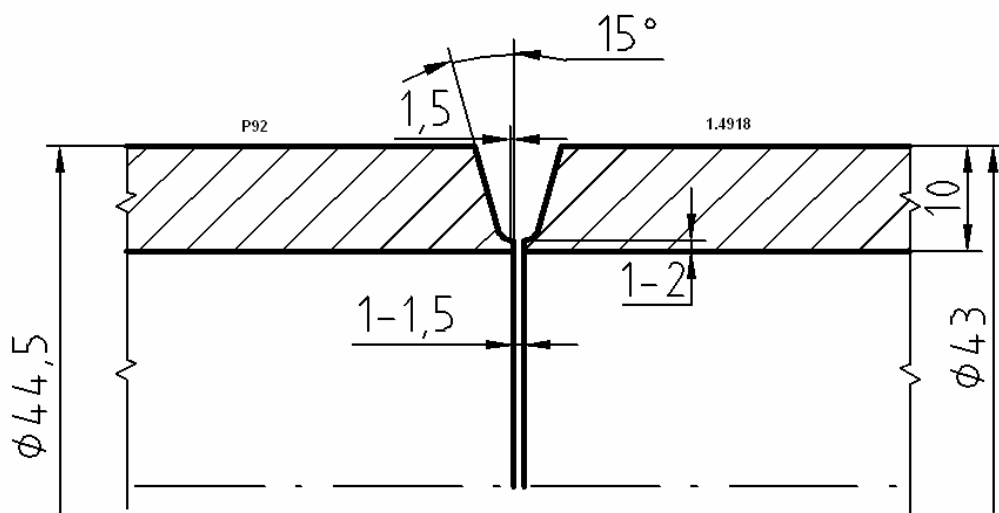
R <sub>e</sub> [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	A <sub>5</sub> [%]	Z [%]	KV při 20 °C [J]
450	700	30	-	60

Tab. 7 Doporučené svařovací parametry výrobcem

Průměr drátu [mm]	Svařovací proud [A]	Svařovací napětí [V]	Rychlost svařování [mm/min]
2,5	45-65	10-15	0,7-1,9

### 4.3 Příprava svarových ploch

Svarové plochy byly na materiálech provedeny mechanicky dle obr. 7. Tyto svarové plochy byly před svařováním důkladně odmaštěny a zbaveny nečistot.



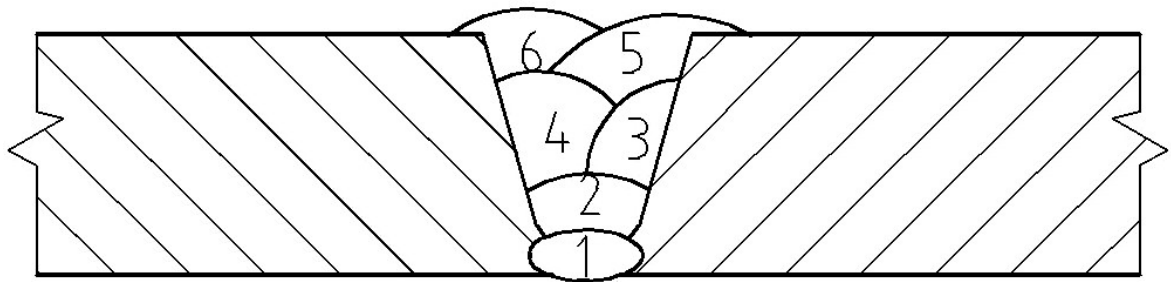
Obr. 7 Schéma tvaru svarových ploch

#### 4.4 Svařování a provádění heterogenních svarových spojů

Heterogenní svarové spoje byly svařovány v poloze PA s otáčením. Před stehováním a svařováním byly svarové spoje přehřívány na teplotu min.  $220^{\circ}\text{C}$ . Teplota Interpass byla stanovena vzhledem k degradaci austenitického materiálu na  $260^{\circ}\text{C}$ . Při stehování, svařování první a druhé vrstvy byla použita ochrana kořene ochranným plynem Argon 4.6. Všechny svarové spoje po svařování chladnuly v zábalu. Označení svarových spojů a parametry svařování jsou uvedeny v tab. 8. Způsob kladení vrstev svarového kovu je uveden na obr. 8.

Tab. 8 Označení vzorků a základní parametry svařování [12]

Vzorek č.	ZM I.	ZM II.	PM	Svař. proud [A]	Svař. Napětí [V]	Tep. Příkon [kJ.mm <sup>-1</sup> ]	Předehřev	Tepelné zpracování
1	P92	1.4918	Thermanit 617	110-115	12-14	0.69-1.12	220/260	Bez TZ
2, 3, 4	P92	1.4918	Thermanit 617	110-115	12-14	0.69-1.12	220/260	740 °C /2h
11, 12, 13, 14	P92	1.4918	Thermanit 617	110-115	12-14	0.69-1.12	220/260	760 °C /2h
15, 16, 17, 18	P92	1.4918	Thermanit 617	110-115	12-14	0.69-1.12	220/260	780 °C /2h



Obr. 8 Způsob kladení vrstev při svařování v poloze PA

#### 4.5 Tepelné zpracování svarových spojů

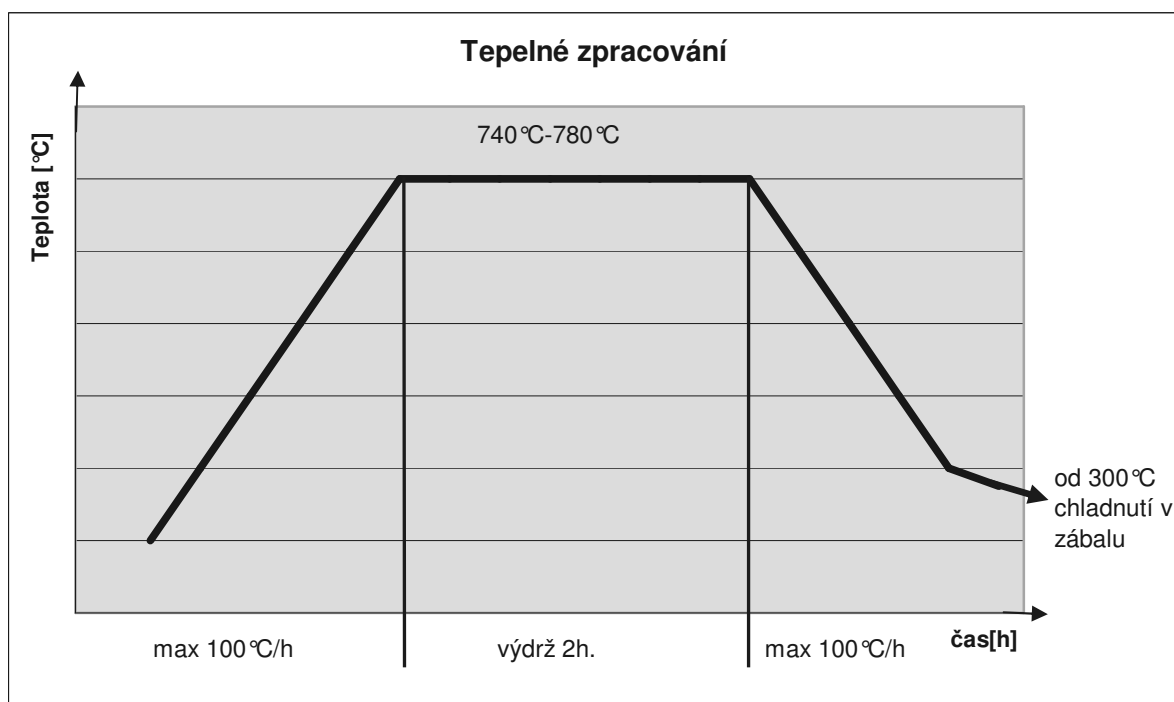
Pro každý vzorek byla zvolena jiná teplota tepelného zpracování. Teploty a přehled je uveden níže. Schéma tepelného zpracování je uvedeno na obrázku č. 9.

**Vzorek č. 1** – bez tepelného zpracování

**Vzorek č. 2, 3, 4** – tepelné zpracování 740°C/2h. Rychlost ohřevu – 100°C/h., ochlazování 100°C/h až do teploty 300°C, následné chladnutí v izolačním zábalu.

**Vzorek č. 11, 12, 13, 14** – tepelné zpracování 760°C/2h. Rychlost ohřevu – 100°C/h., ochlazování 100°C/h až do teploty 300°C, následné chladnutí v izolačním zábalu.

**Vzorek č. 15, 16, 17, 18** – tepelné zpracování 780°C/2h. Rychlost ohřevu – 100°C/h., ochlazování 100°C/h. až do teploty 300°C, následné chladnutí v izolačním zábalu



Obr. 9 Schéma tepelného zpracování svarových spojů

## 5. Hodnocení vzorků svarových spojů

Po svaření a tepelném zpracování následovala pro ověření žárovevnosti série creepových zkoušek do lomu při teplotě 650°C. Označení vzorků, parametry zkoušení, doba do lomu a kontrakce jsou uvedeny v tab. 9. Při creepové expozici dochází v materiálu k precipitačním procesům po hranicích zrn. Precipitují zejména karbidy chromu  $M_{23}C_6$ .

V průběhu expozice dochází k tvorbě kavit, které se vytvářejí po hranicích zrn a rostou ve směru hlavního tahového napětí [5, 7].

Tyto vzorky byly po creepové expozici dále hodnoceny z hlediska makrostruktury, mikrostruktury a měření mikrotvrdotí.

Tab. 9 Zkušební parametry a výsledky creepových zkoušek [12]

Vzorek č.	Označení vzorku	Teplota	Napětí [MPa]	Čas [h]	Kontrakce [%]	Tep. zprac.
1	DL 18	650°C	130	176	48,2	Bez TP
	DL 19		115	305	43,5	
	DL 20		100	690	36,2	
2	DL 21	650°C	130	152	55,6	740°C /2h
3	DL 22		110	280	63,1	
4	DL 23		100	386	48,7	
11, 12, 13, 14,	DL 24	650°C	100	452	46,5	760°C /2h
15, 16, 17, 18	DL 25	650°C	100	265	53,9	780°C/2h

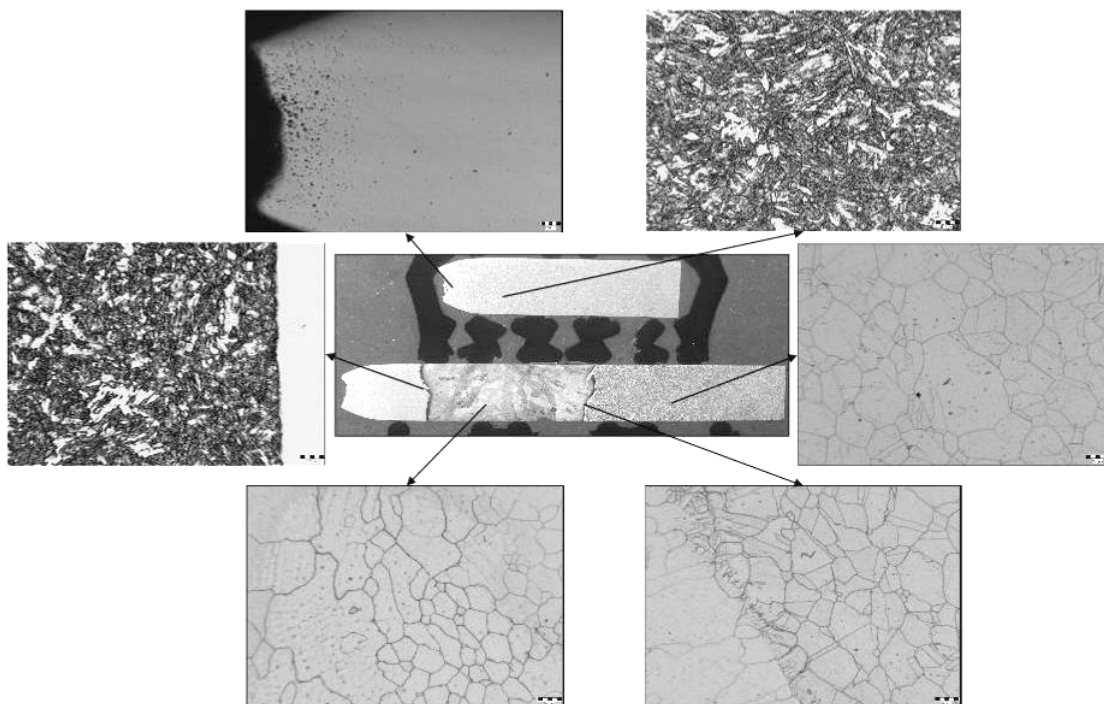
### 5.1 Hodnocení makrostruktury a mikrostruktury

Pro hodnocení makrostruktury a mikrostruktury byly vzorky rozřezány a připraveny ke zkoušení na přístroji firmy Struers ProntoPress - 20. Následoval proces broušení na brusných papírech za mokra s různou zrnitostí. Po vybroušení následovalo leštění na přístroji od firmy Struers Tegrapol – 35.

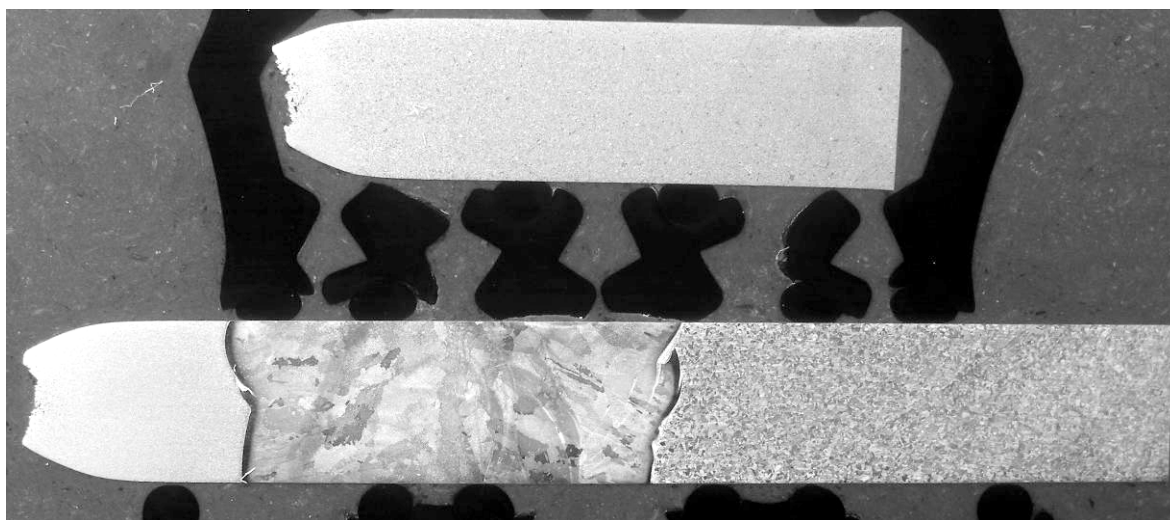
Pro posouzení mikrostruktury byly vzorky leptány. Z důvodu heterogenity svarových spojů a různých strukturních fází byly použity tato leptadla: NITALL, VILELLA, BAIN. Jednotlivé vzorky byly kontrolovány z hlediska makrostruktury, mikrostruktury a mikrotvrdotí.



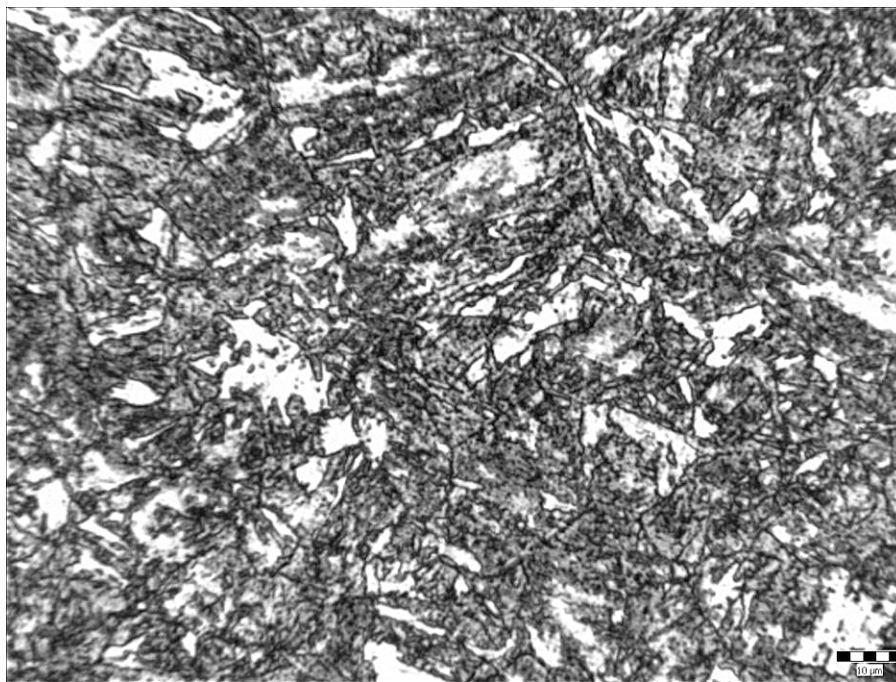
### Vzorek DL 18



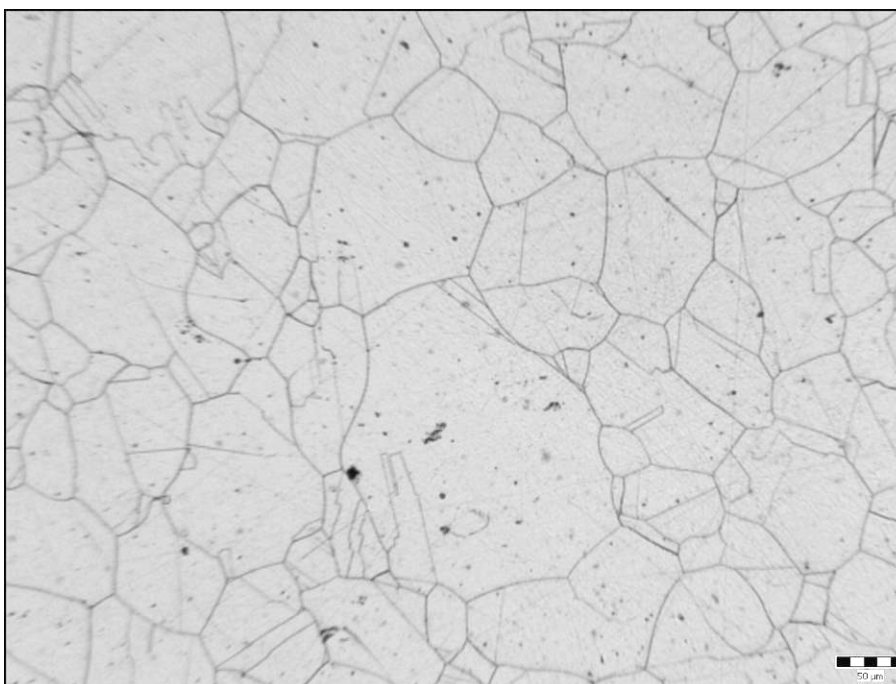
Obr. 10 Vzorek DL 18, makrostruktura s oblastmi mikrostruktur



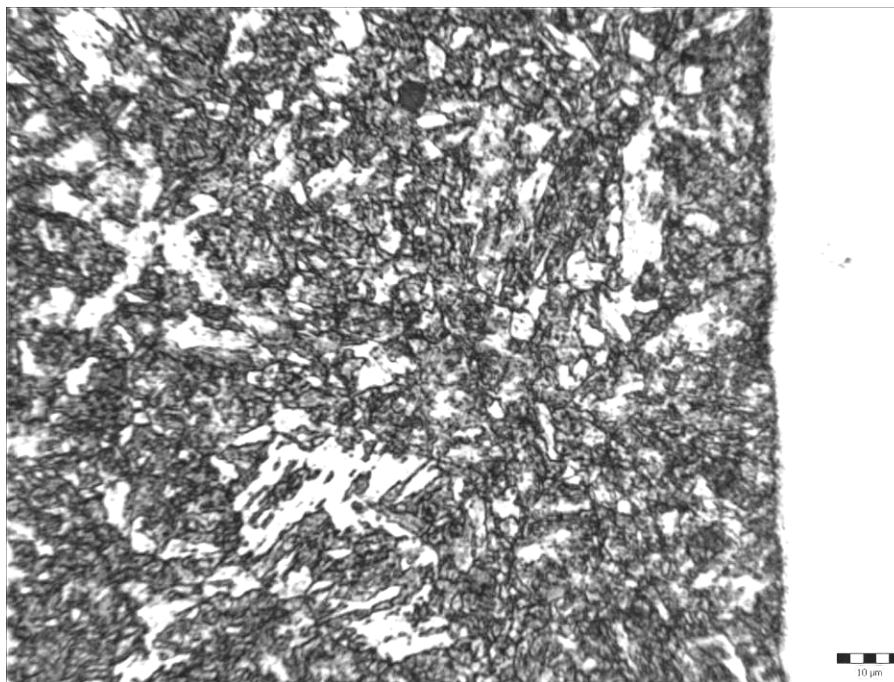
Obr. 11 Makrostruktura vzorku DL 18, (zvětšení 5x)



Obr. 12 Mikrostruktura vzorku DL 18, základní materiál (P92), (zvětšení 500x), martenzit



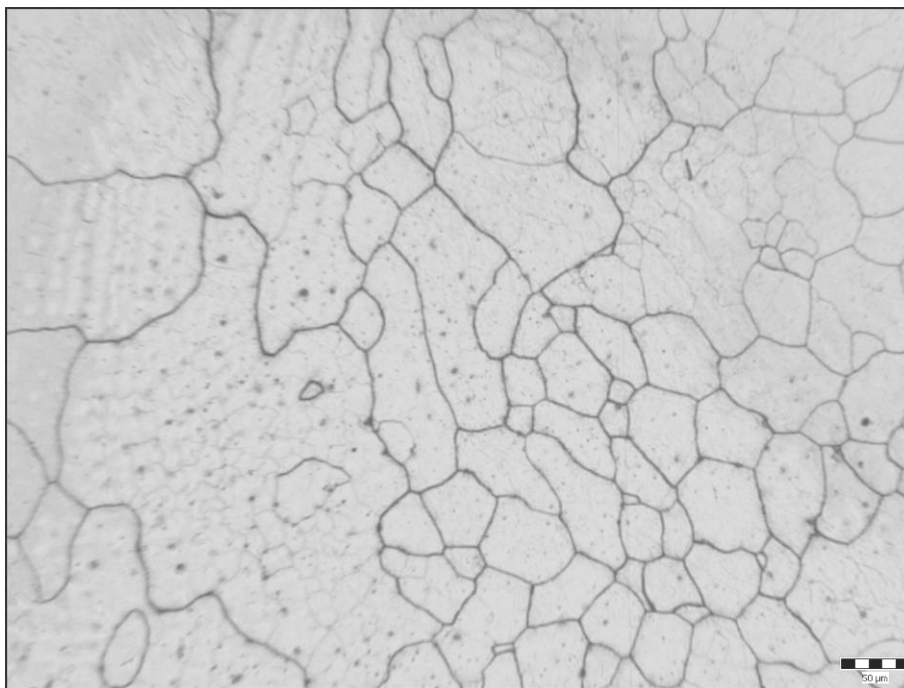
Obr. 13 Mikrostruktura vzorku DL 18, základní materiál (1.4918), (zvětšení 100x), austenit s dvojčaty, karbidy.



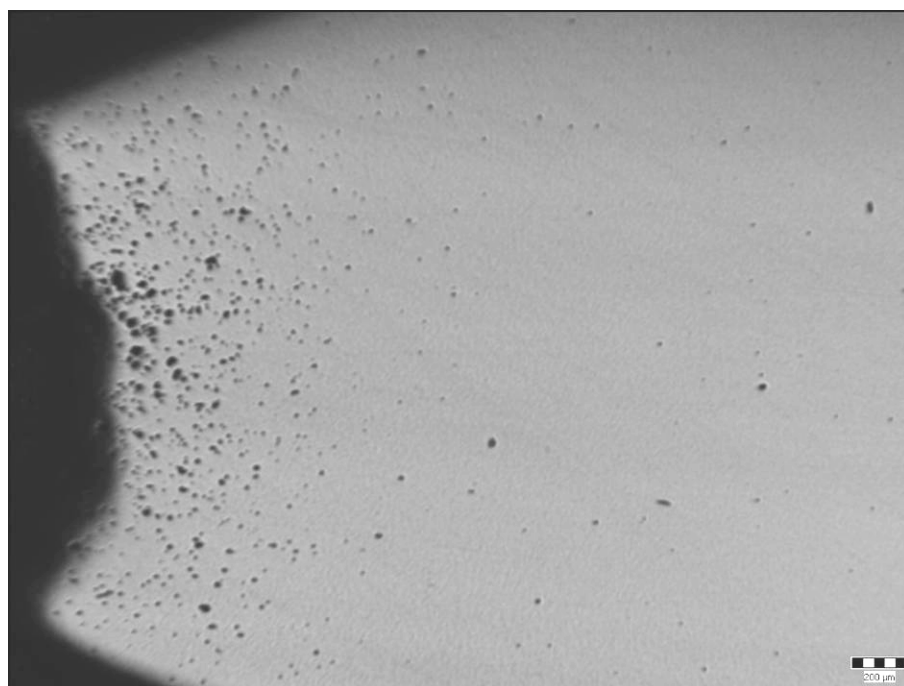
Obr. 14 Mikrostruktura vzorku DL 18, hranice ztavení P92 – SK, (zvětšení 500x)  
popuštěný martenzit



Obr. 15 Mikrostruktura vzorku DL 18, hranice ztavení, SK – 1.4918, (zvětšení 100x),  
austenit s dvojčaty

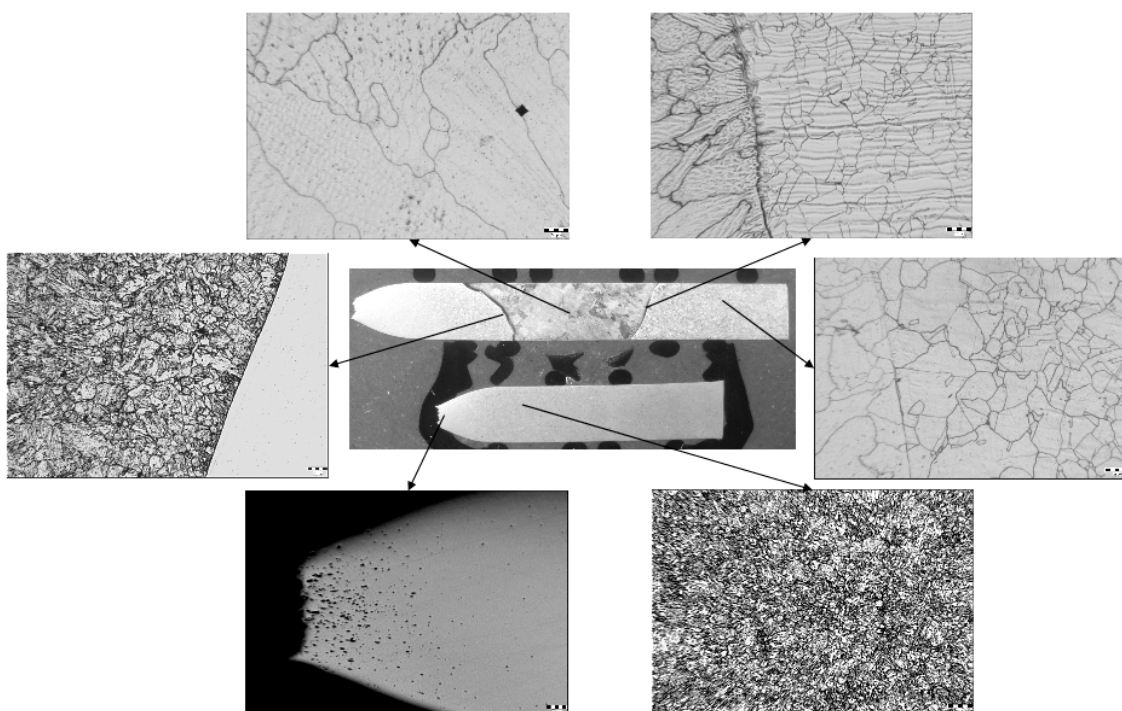


Obr. 16 Mikrostruktura vzorku DL 18, svarový kov (Thermanit 617), (zvětšení 100x),  
austenit, karbidy

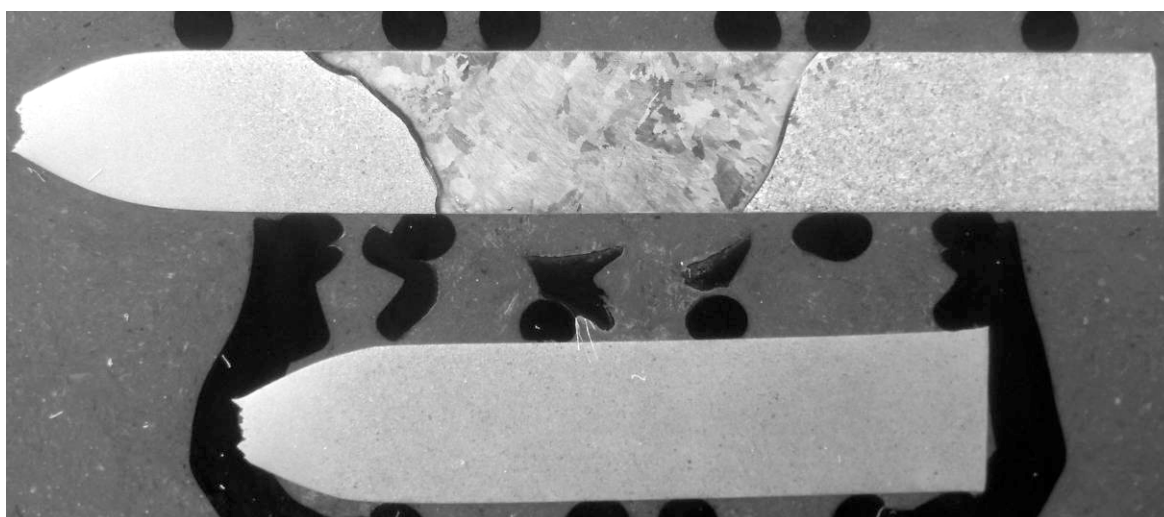


Obr. 17 Vzorek DL 18, Kavity, foceno v leštěném stavu, (zvětšení 20x)

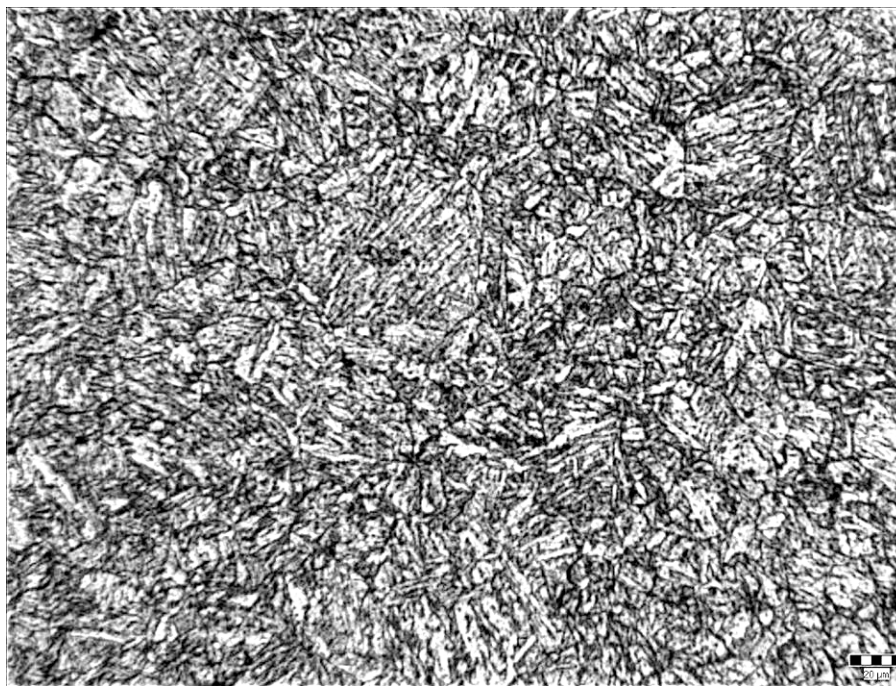
### Vzorek DL 21



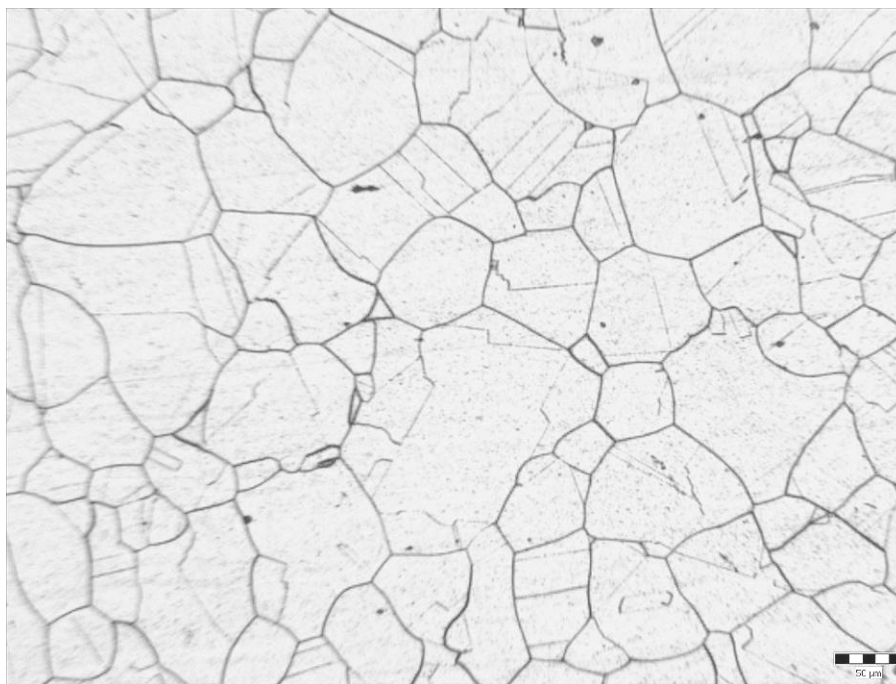
Obr. 18 Vzorek DL 21, makrostruktura s oblastmi mikrostruktur



Obr. 19 Makrostruktura svarového spoje vzorku DL 21, (zvětšení 5x)

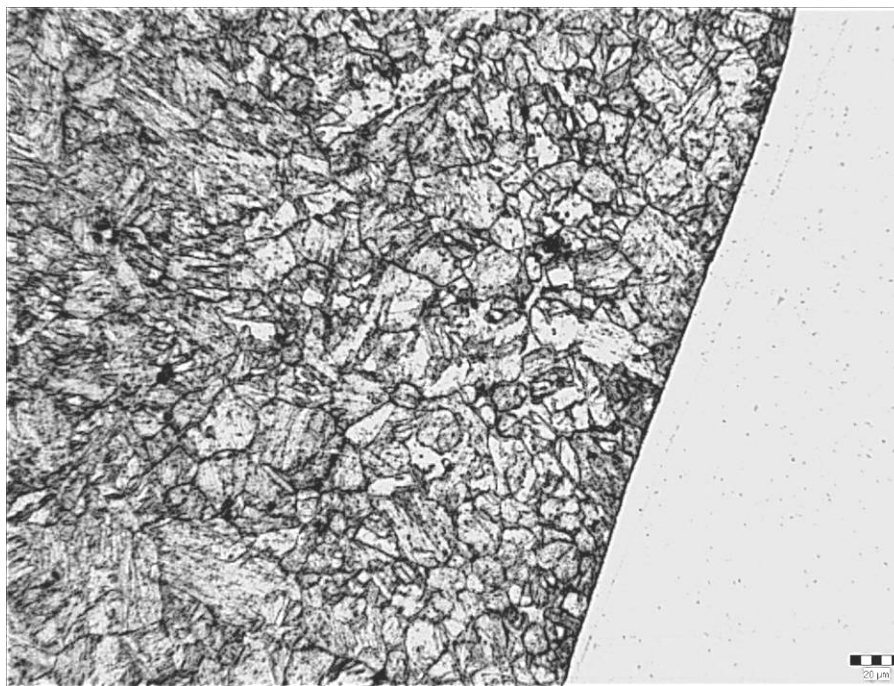


Obr. 20 Mikrostruktura vzorku DL 21, P92, (zvětšení 200x), popuštěný martenzit

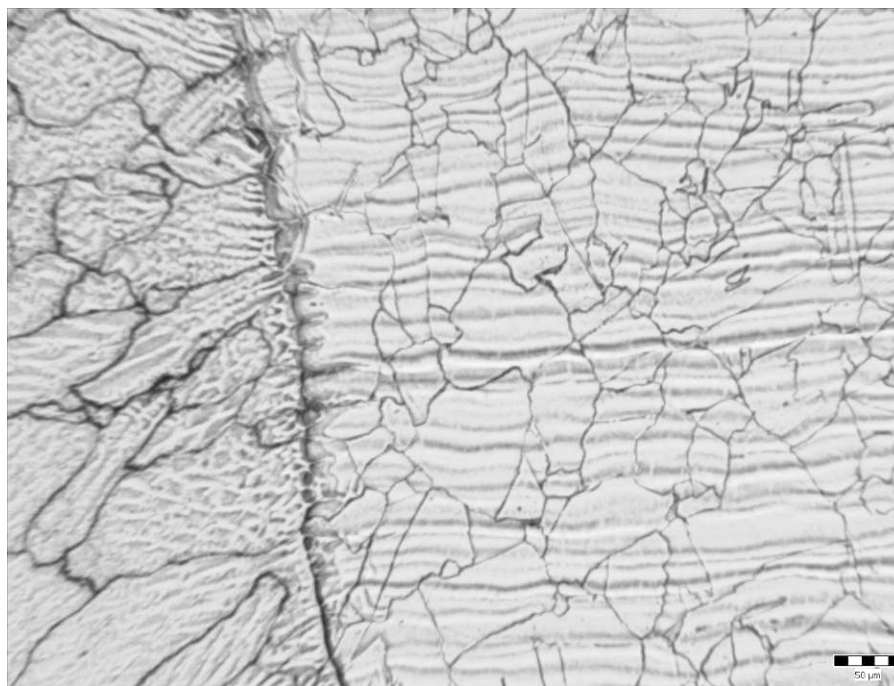


Obr. 21 Mikrostruktura vzorku DL 21, základní materiál 1.4918, (zvětšení 100x), austenit s dvojčaty, karbidy

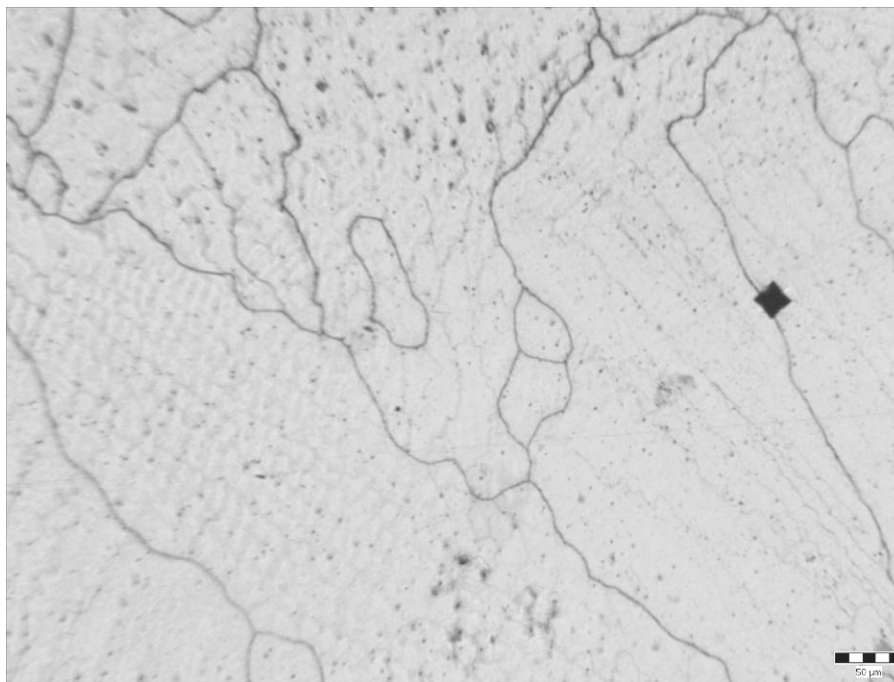




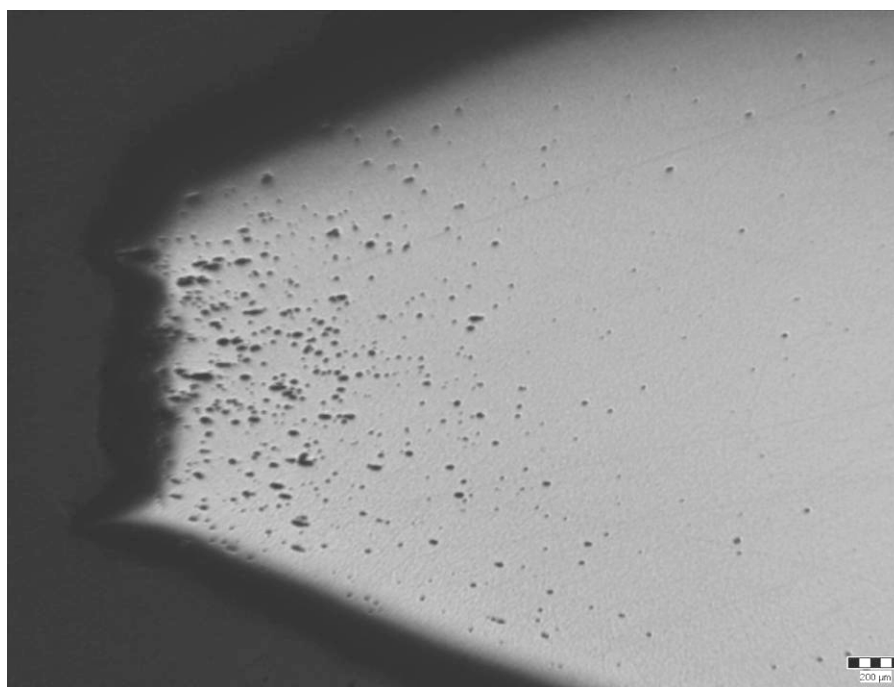
Obr. 22 Mikrostruktura vzorku DL 21, hranice ztavení P92 – SK, (zvětšení 200x),  
popuštěný martenzit



Obr. 23 Mikrostruktura vzorku DL 21, hranice ztavení SK – 1.4918, (zvětšení 100x),  
austenitická mikrostruktura, s vyloučeným  $\delta$  - feritem



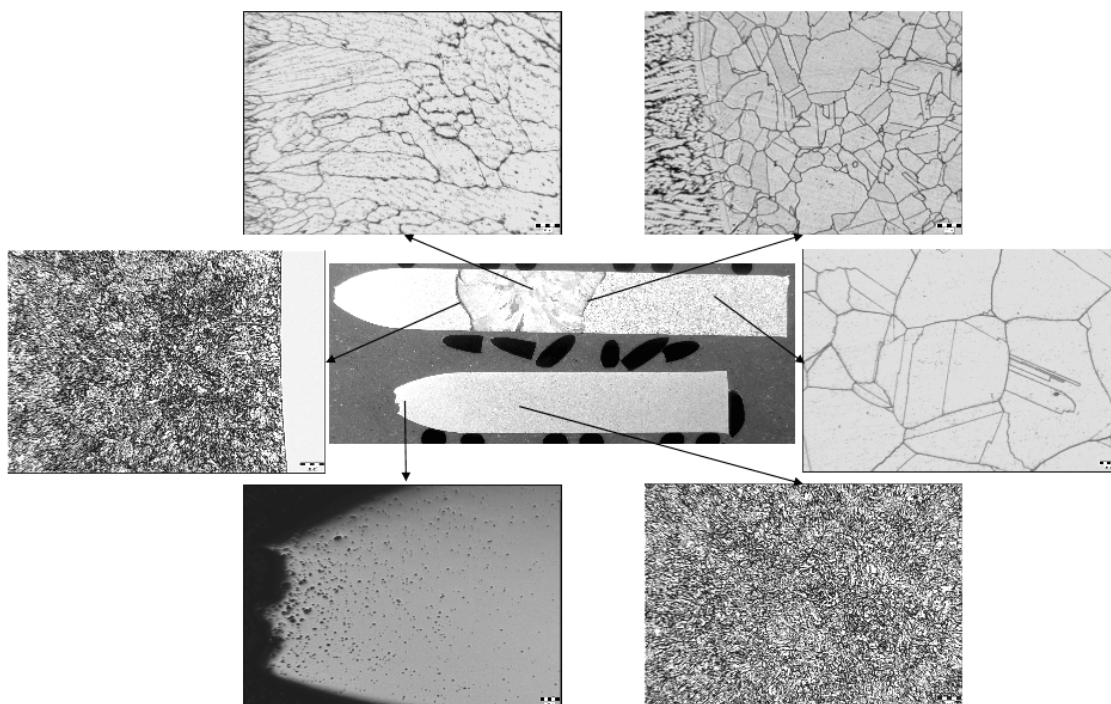
Obr. 24 Mikrostruktura vzorku DL 21, svarový kov, (zvětšení 100x), austenit, karbidy, měření mikrotvrdosti



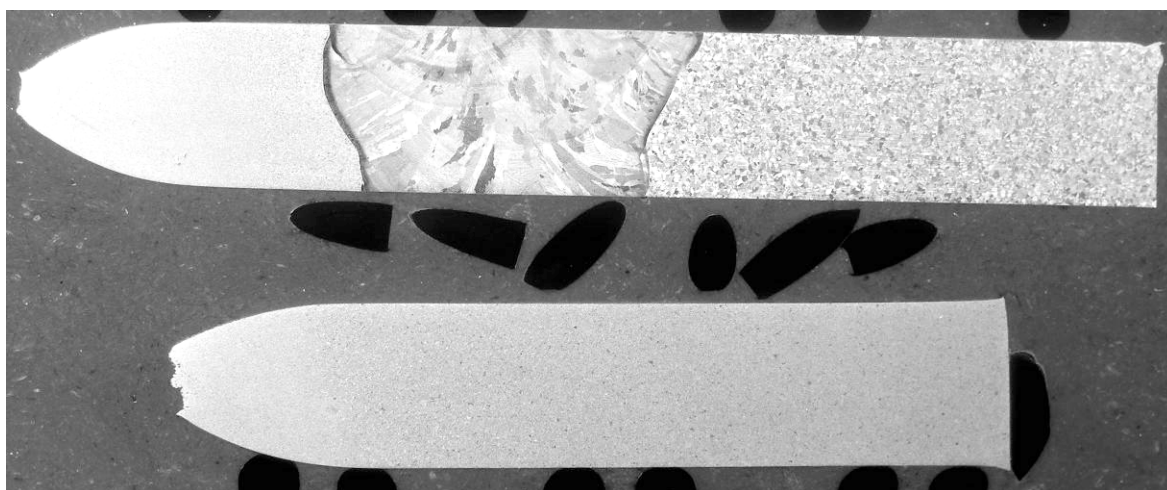
Obr. 25 Vzorek DL 21, kavity, foceno v leštěném stavu, (zvětšení 20x)



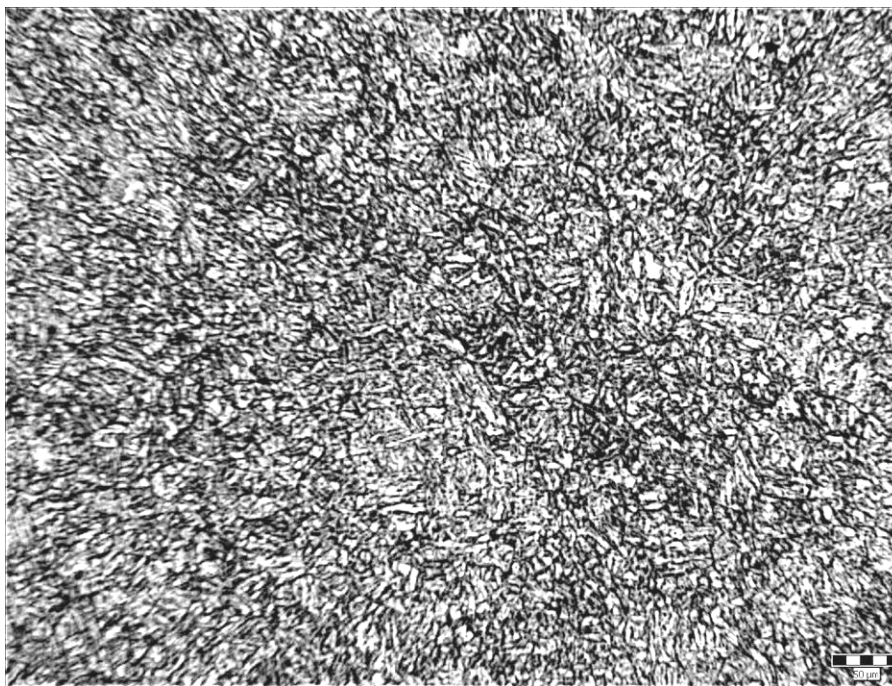
### Vzorek DL24



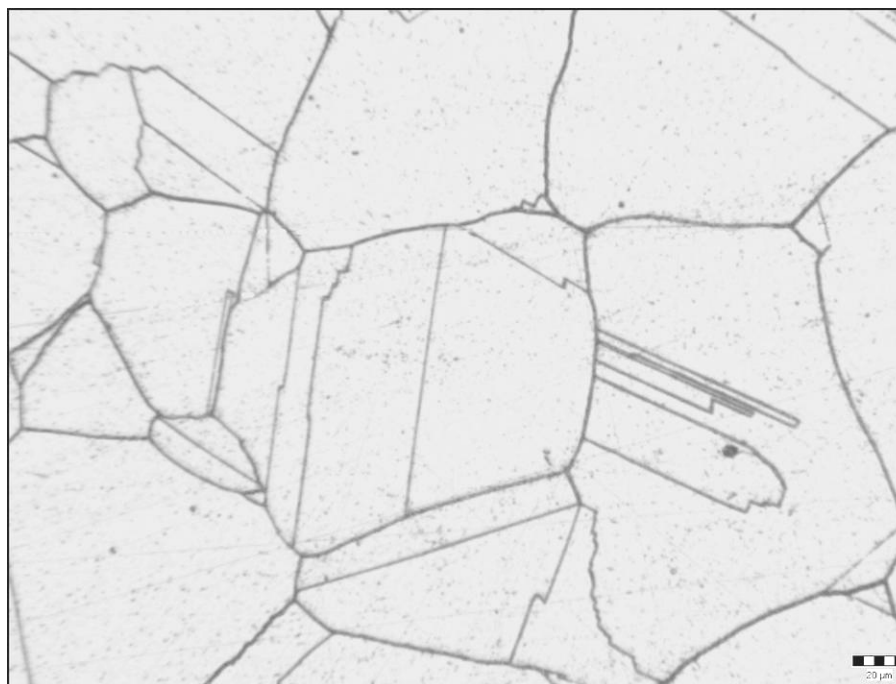
Obr. 26 Vzorek DL 21, makrostruktura s oblastmi mikrostruktur



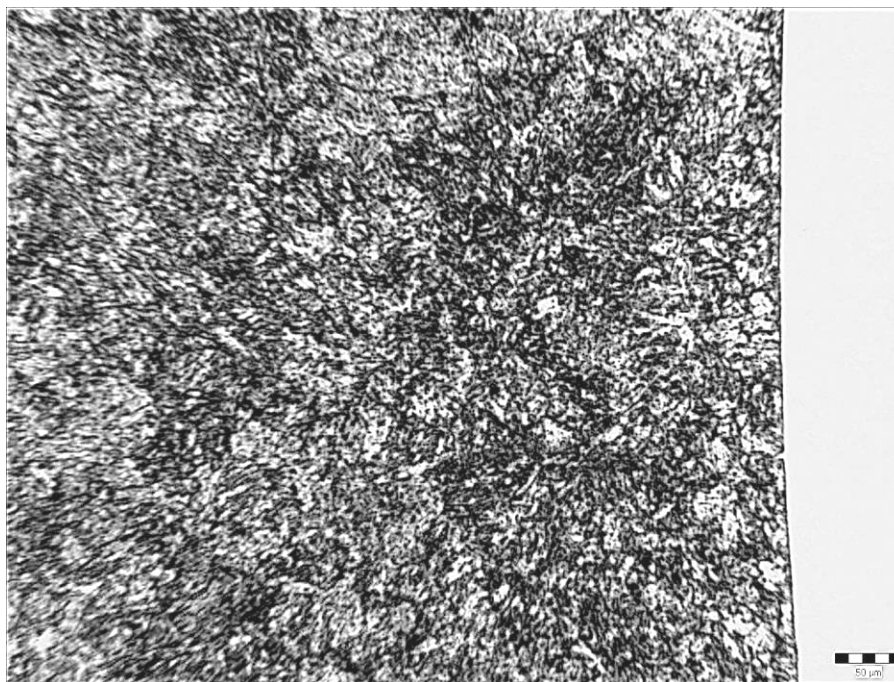
Obr. 27 Makrostruktura svarového spoje vzorku DL 24, (zvětšení 5x)



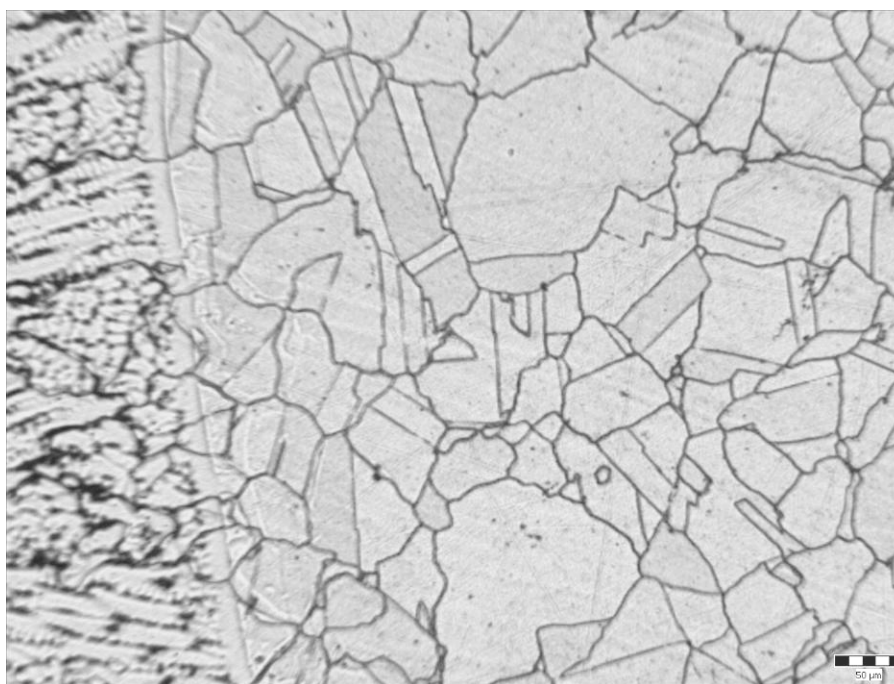
Obr. 28 Mikrostruktura vzorku DL 24, základní materiál P92, (zvětšení 500x), popuštěný martenzit



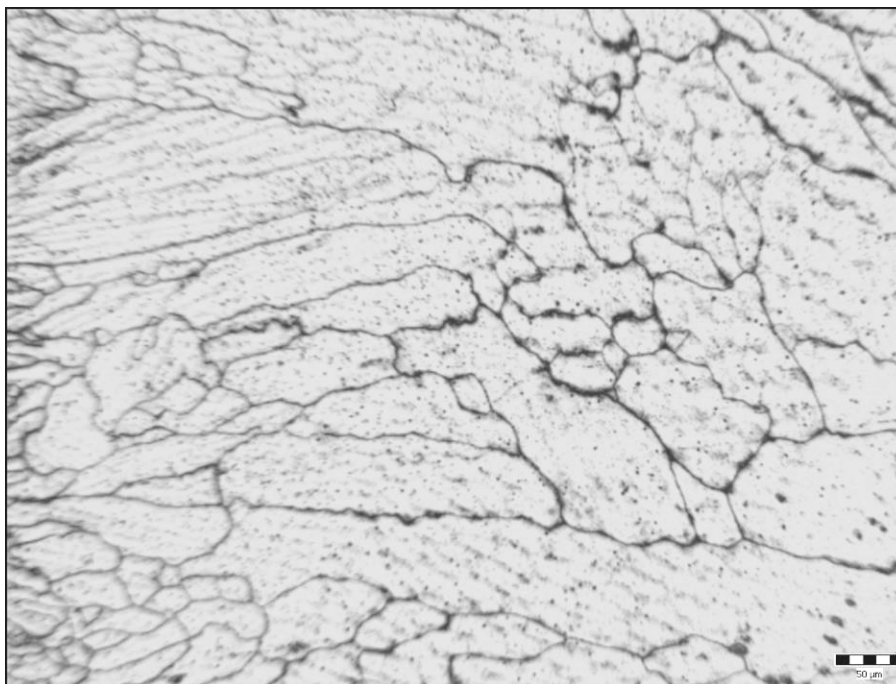
Obr. 29 Mikrostruktura vzorku DL 24, základní materiál 1.4918, (zvětšení 200x), austenit s dvojčaty



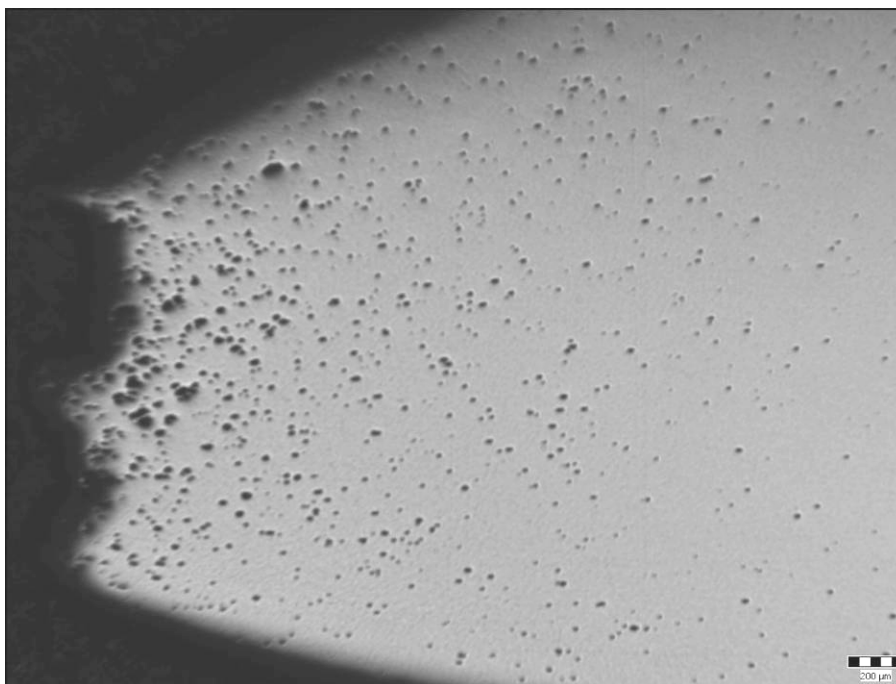
Obr. 30 Mikrostruktura vzorku DL 24, hranice ztavení P92 – SK, (zvětšení 100x),  
popuštěný martenzit



Obr. 31 Mikrostruktura vzorku DL 24, hranice ztavení SK – 1.4918 (zvětšení 100x),  
austenit s dvojčaty, karbidy

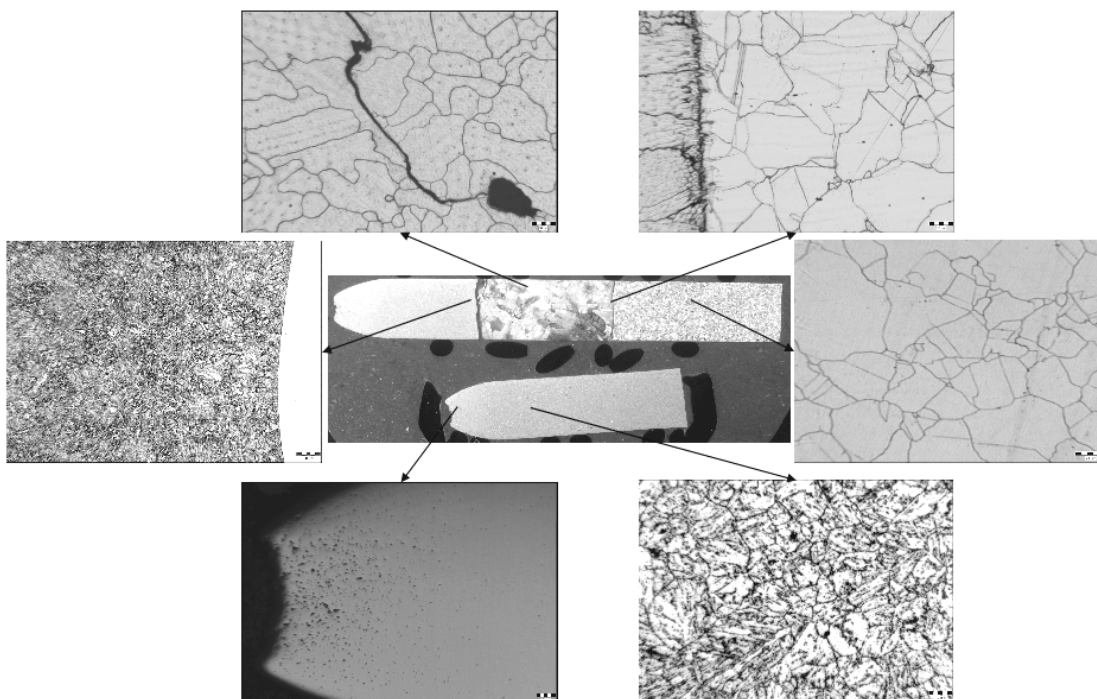


Obr. 32 Mikrostruktura vzorku DL 24, svarový kov, (zvětšení 100x), austenit, karbidy po hranicích zrn

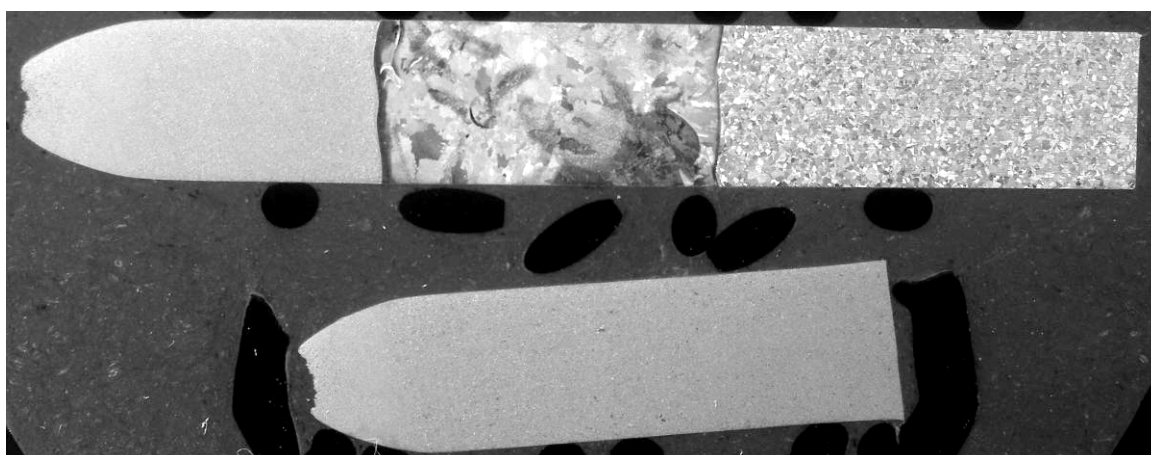


Obr. 33 Vzorek DL 24, kavity, foceno v leštěném stavu, (zvětšení 20x)

### Vzorek DL 25

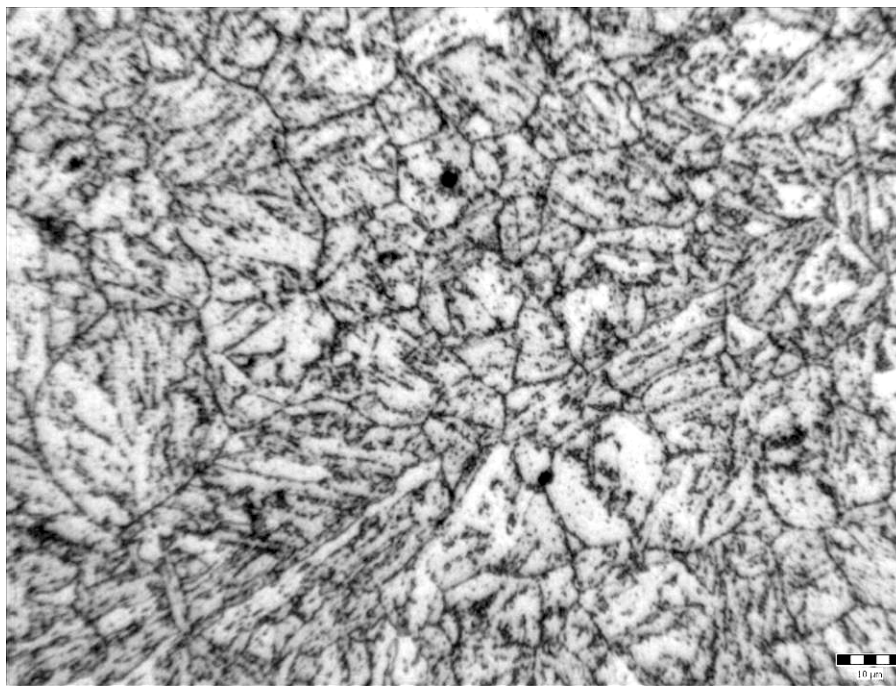


Obr. 34 Vzorek DL 24, makrostruktura s oblastmi mikrostruktur

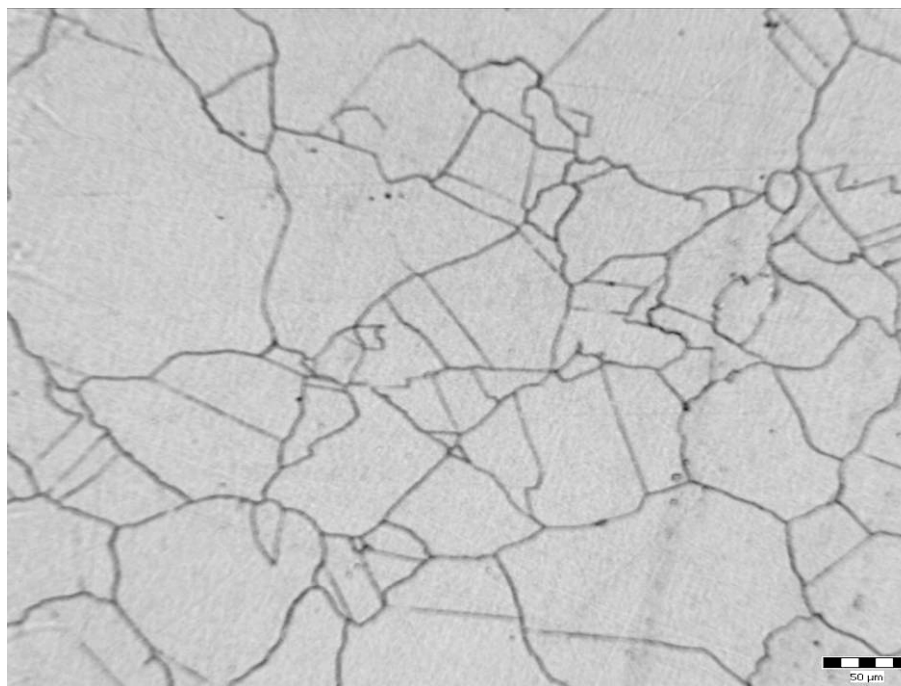


Obr. 35 Makrostruktura svarového spoje vzorku DL 25, (zvětšení 5x)

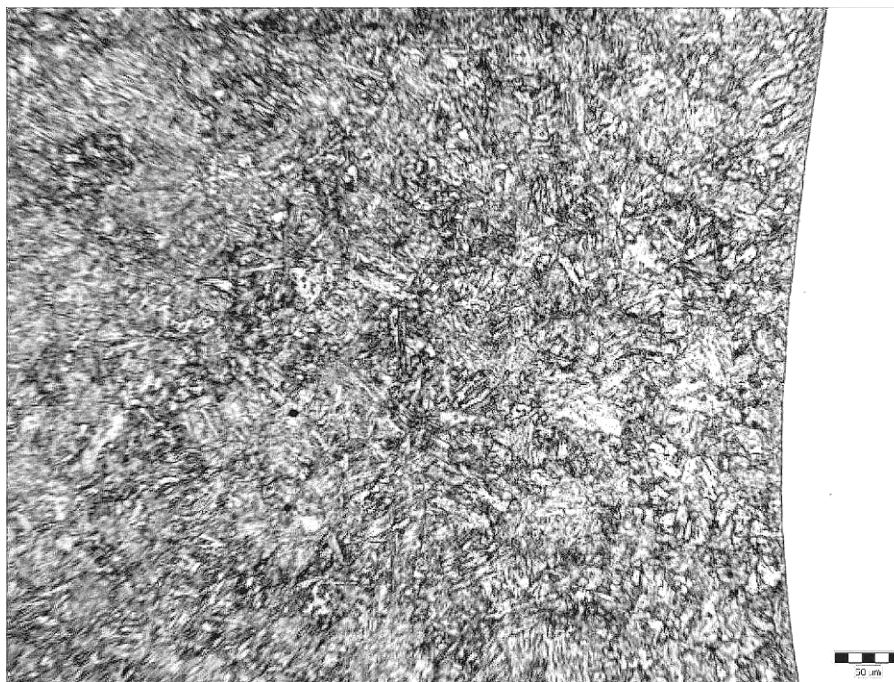




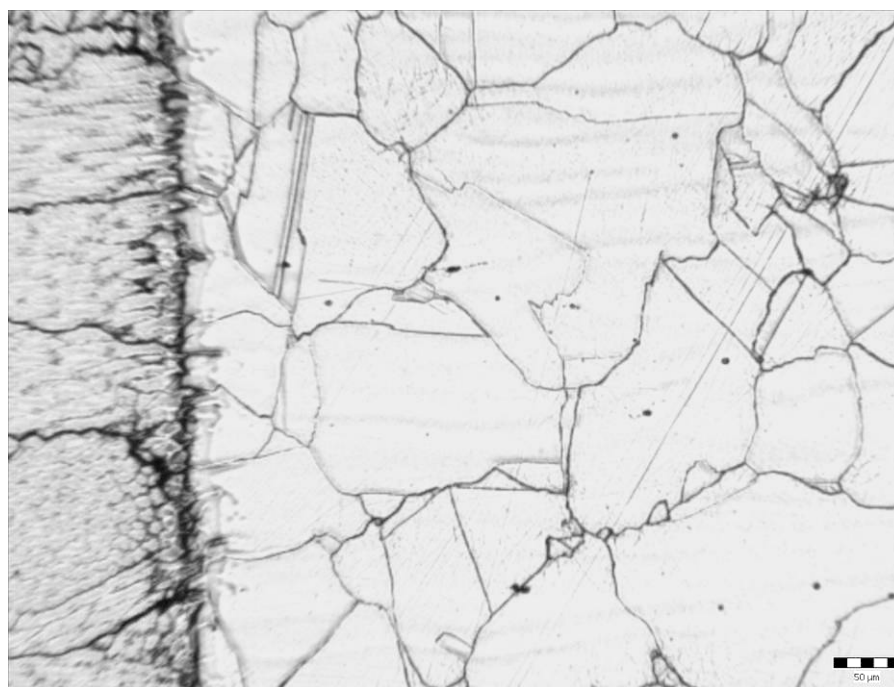
Obr. 36 Mikrostruktura vzorku DL 25, základní materiál (P92), (zvětšení 500x)  
popuštěný martenzit



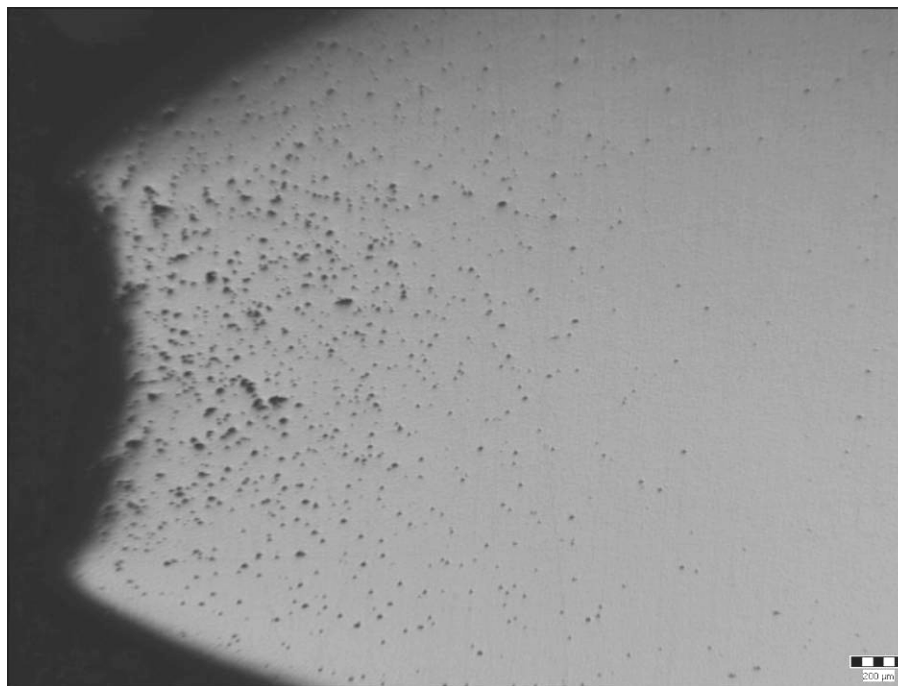
Obr. 37 Mikrostruktura vzorku DL 25, základní materiál 1.4918, (zvětšení 100x), austenit s  
dvojčaty



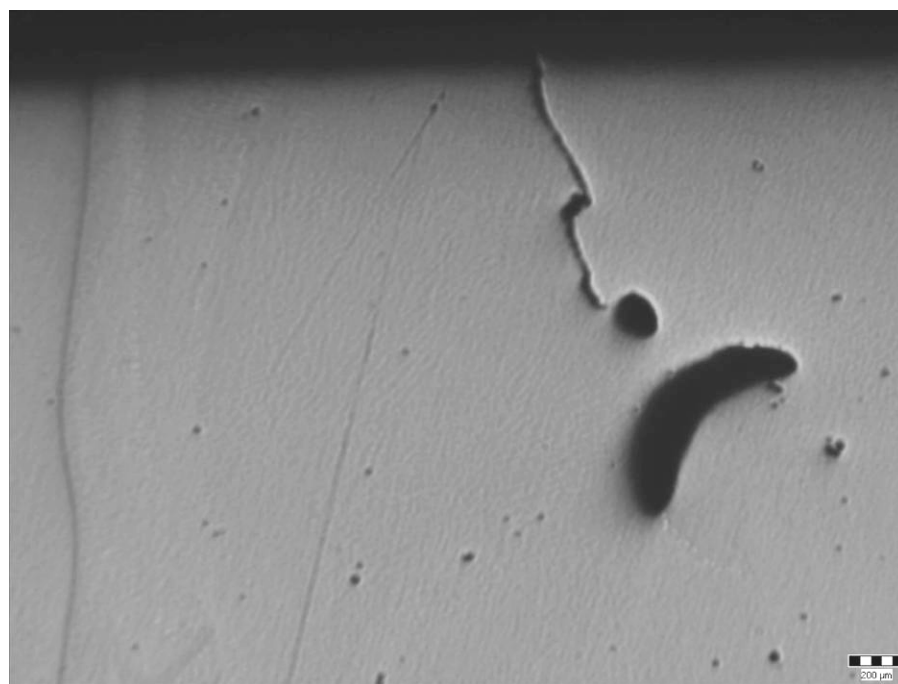
Obr. 38 Mikrostruktura vzorku DL 25, hranice ztavení, P92 – SK, (zvětšení 100x),  
pouštěný martenzit



Obr. 39 Mikrostruktura vzorku DL 25, hranice ztavení, SK – 1.4918, (zvětšení 100x),  
austenit, karbidy, vyloučený  $\delta$  - ferit

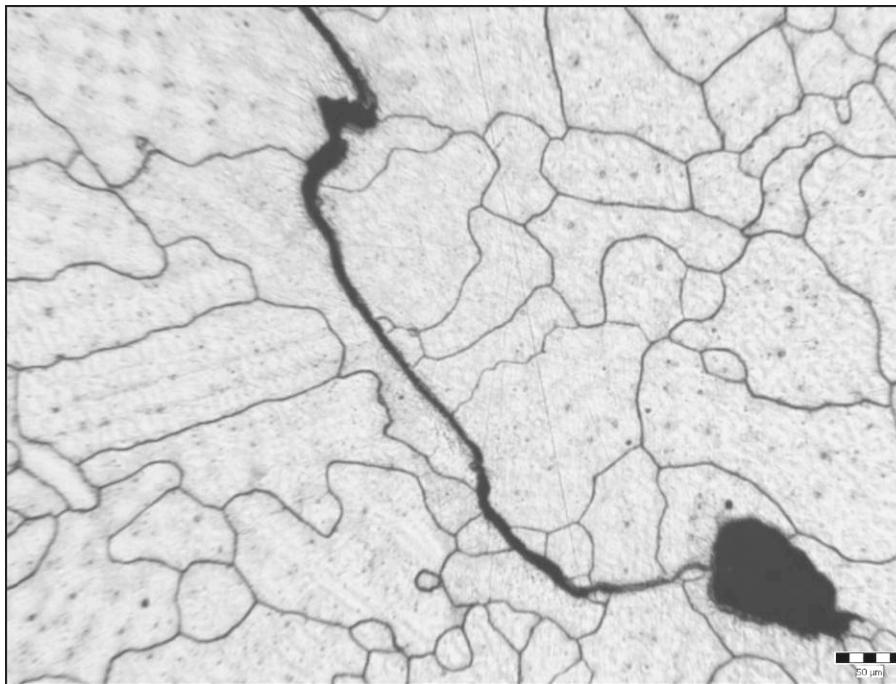


Obr. 40 Vzorek DL 25, kavity, foceno v leštěném stavu, (zvětšení 20x)



Obr. 41 Vzorek DL 25, trhlina ve svarovém kovu, (zvětšení 20x)





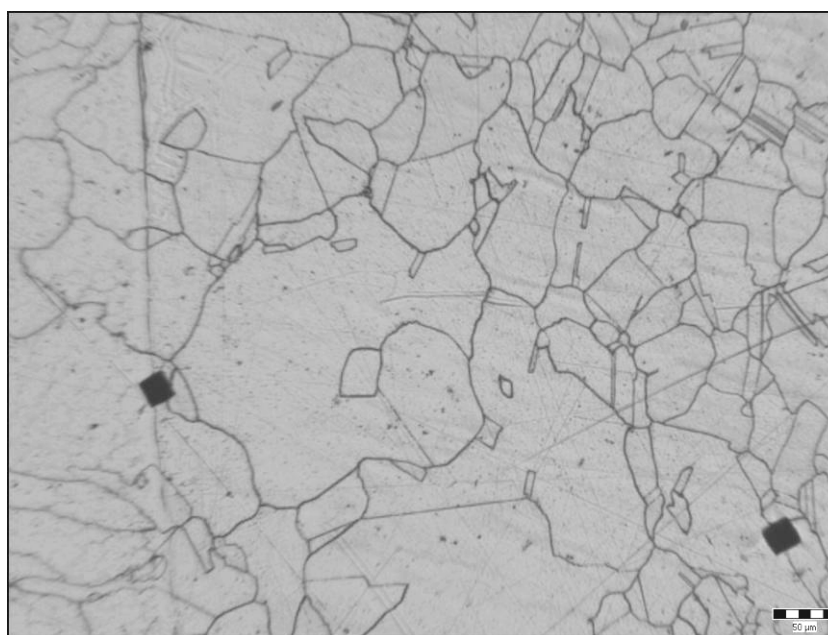
Obr. 42 Vzorek DL 25, detail trhliny ve svarovém kovu, (zvětšení 100x), trhlina se šíří po hranicích austenitického zrna

## 5.2 Měření mikrotvrdostí

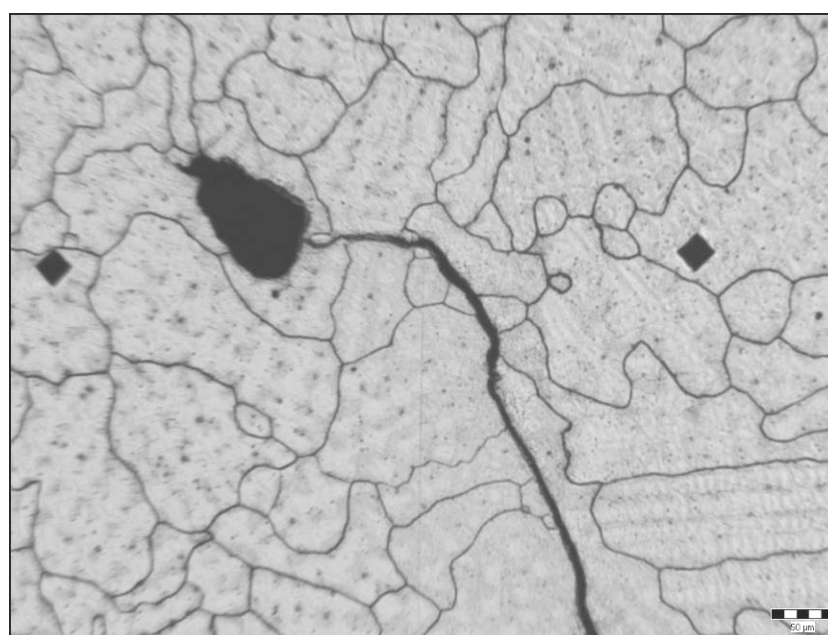
Měření mikrotvrdostí bylo provedeno na mikrotvrdoměru se zatížením 0,98 N (HV 0,1). Vzdálenost vpichů byla zvolena na 0,2 mm. Měření bylo vedeno svarovým kovem a oběma základními materiály. Hranice ztavení je zvolena za nulovou hodnotu v grafech. Mikrotvrdosti byly měřeny na vzorcích DL18, DL 21, DL 24, a DL 25. Tyto hodnoty jsou pro jednotlivé vzorky uvedeny v tab. 11-14. Hodnoty byly vyneseny do grafů. Na obr. 43 je zobrazeno měření mikrotvrdosti v hranici ztavení a v základním materiálu. Obr. 44 zobrazuje měření mikrotvrdosti ve svarovém kovu. V tab. 10 je uveden přehled vzorků, s odkazy na naměřené hodnoty, a grafy měření tvrdosti HV 0,1.

Tab. 10 Přehled vzorků s odkazem na grafy měření mikrotvrdotí

Vzorek:	Tep. zprac.	Hodnoty mikrotvrdotí	Měření mikrotvrdotí
DL 18	Bez TP	Tab. 11	Obr. 45
DL 21	740°C /2h	Tab. 12	Obr. 46
DL24	760°C /2h	Tab. 13	Obr. 47
DL 25	780°C/2h	Tab. 14	Obr. 48



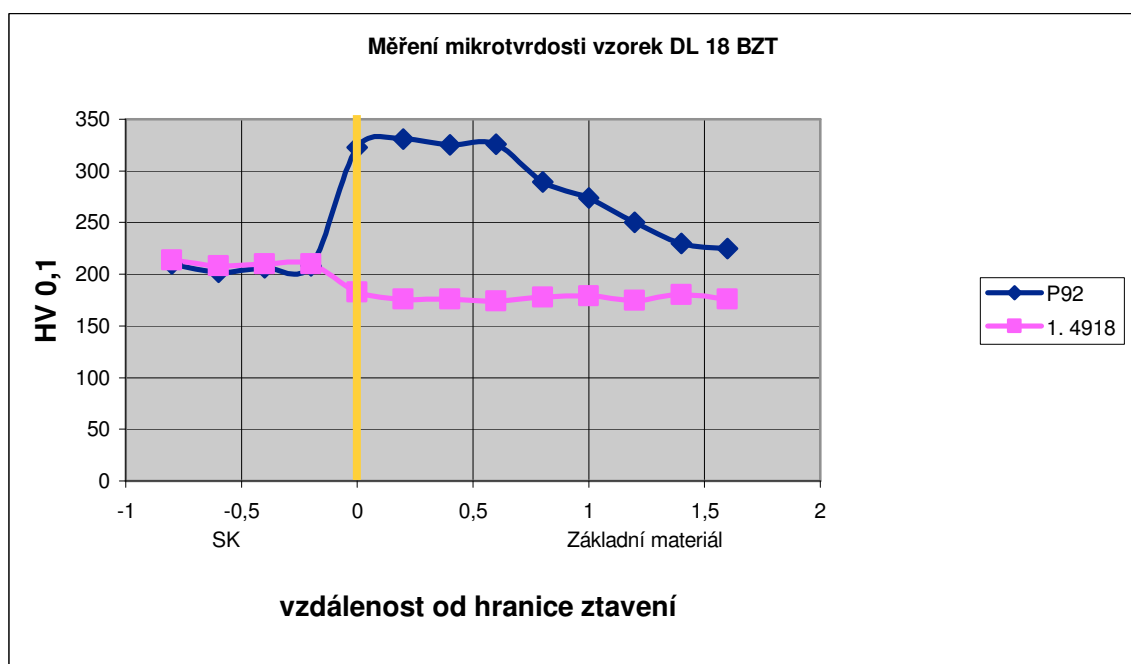
Obr. 43 Měření mikrotvrdoti v hranici ztavení a v základním materiálu (1.4918), (zvětšení 100x)



Obr. 44 Trhlina ve svarovém kovu, a měření mikrotvrdoti, (zvětšení 100x)

Tab. 11 Naměřené hodnoty HV 0,1,  
vzorku DL 18

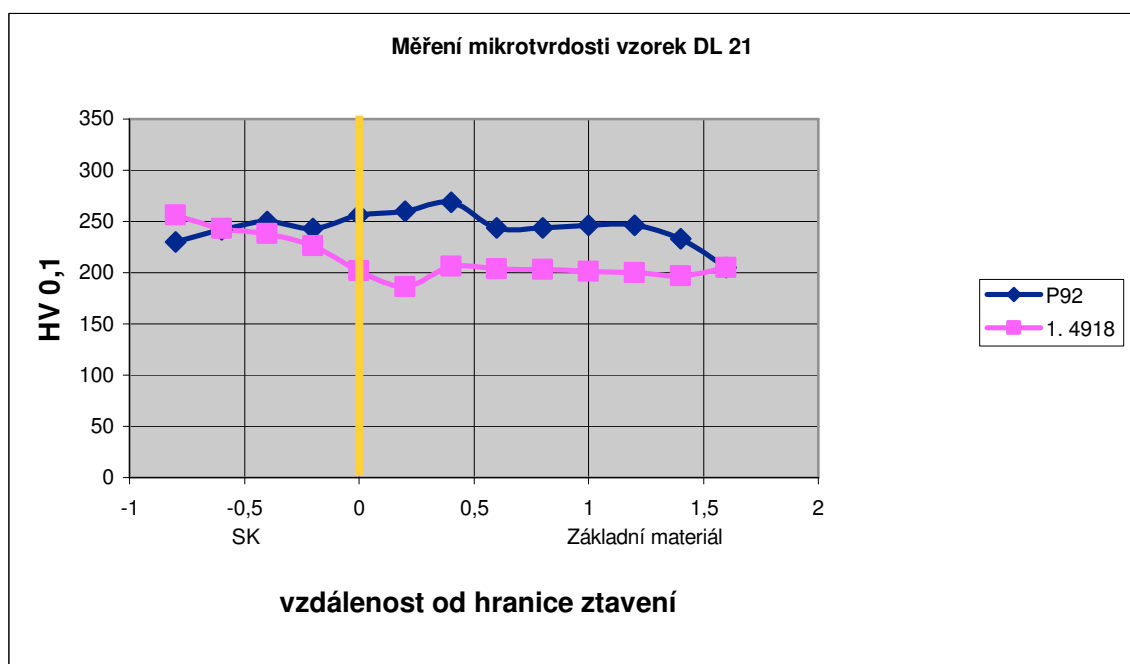
Vzorek DL 18		
Vzdálenost [mm]	Materiál	
	P92	1. 4918
-0,8	210	214
-0,6	202	208
-0,4	206	210
-0,2	208	210
0	323	183
0,2	331	176
0,4	325	176
0,6	326	174
0,8	289	178
1	274	179
1,2	250	175
1,4	230	180
1,6	225	176



Obr. 45 Měření mikrotvrdostí HV 0,1 vzorku DL 18

Tab. 12 Naměřené hodnoty HV 0,1,  
vzorku DL 21

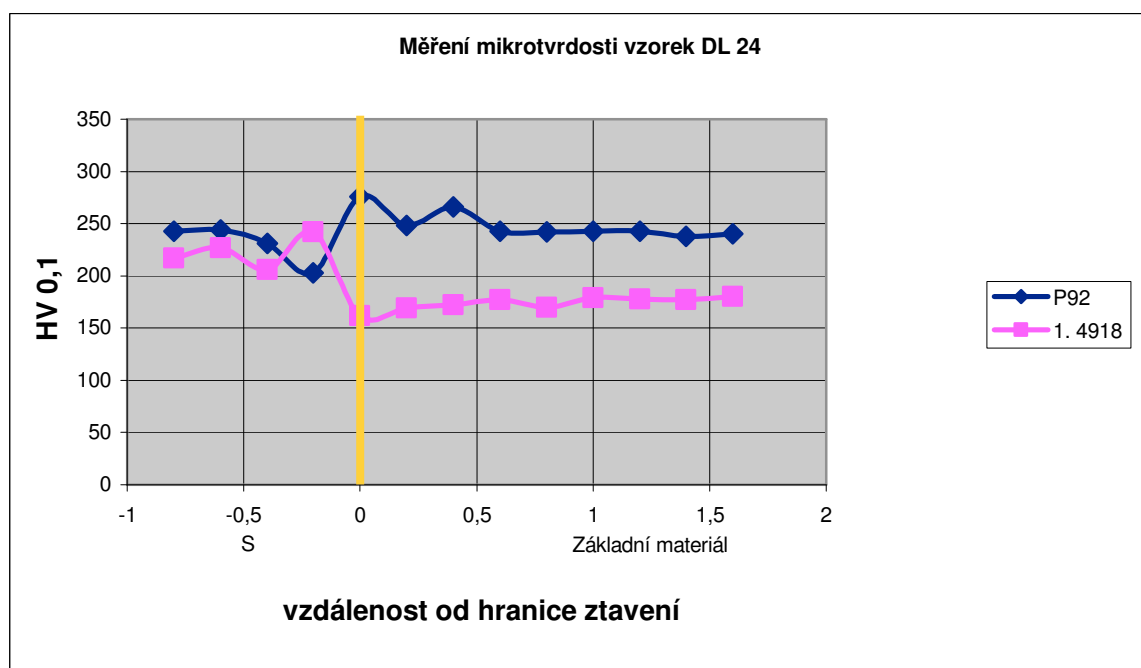
Vzorek DL 21		
Vzdálenost [mm]	Materiál	
	P92	1. 4918
-0,8	230	256
-0,6	242	243
-0,4	250	238
-0,2	243	226
0	256	202
0,2	260	186
0,4	269	206
0,6	244	204
0,8	244	203
1	246	201
1,2	246	200
1,4	233	197
1,6	205	205



Obr. 46 Měření mikrotvrdostí HV 0,1 vzorku DL 21

Tab. 13 Naměřené hodnoty HV 0,1,  
vzorku DL 24

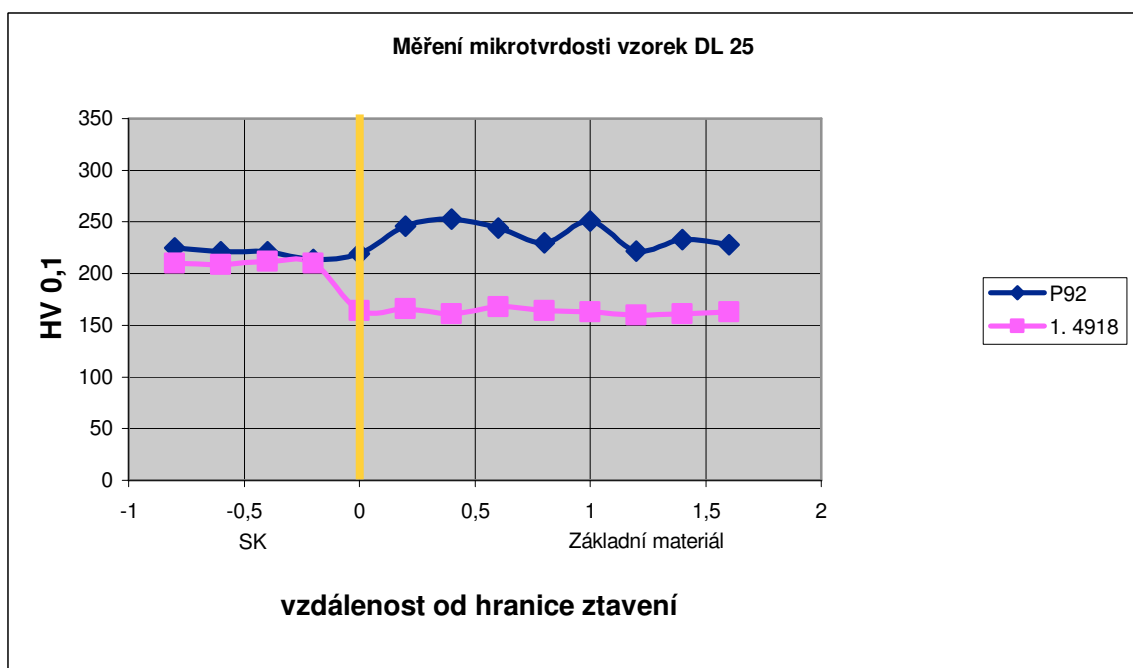
Vzorek DL 24		
Vzdálenost [mm]	Materiál	
	P92	1. 4918
-0,8	243	217
-0,6	244	227
-0,4	231	206
-0,2	203	242
0	256	202
0,2	276	162
0,4	248	169
0,6	266	172
0,8	243	177
1	242	170
1,2	243	179
1,4	243	178
1,6	238	177



Obr. 47 Měření mikrotvrdosti HV 0,1 vzorku DL 24

Tab. 14 Naměřené hodnoty HV 0,1,  
vzorku DL 25

Vzorek DL 25		
Vzdálenost [mm]	Materiál	
	P92	1. 4918
-0,8	225	210
-0,6	221	209
-0,4	221	212
-0,2	214	210
0	219	164
0,2	246	166
0,4	253	161
0,6	244	168
0,8	230	164
1	251	163
1,2	222	160
1,4	233	161
1,6	228	163



Obr. 48 Měření mikrotvrdostí HV 0,1 vzorku DL 25

### ***5.3 Hodnocení a diskuse výsledků***

#### **Vzorek DL 18:**

**Makrostruktura** nevykazovala při 5-ti násobném zvětšení výskyt trhlin, pórů a vměstků, jak v obou základních materiálech, tak ve svarovém kovu. Při hodnocení makrostruktury lze pozorovat místo přetržení při creepových zkouškách. Přetržení nastalo v oceli P92 makrostruktura vzorku DL 18 je vyhovující.

**Mikrostruktura** oceli P92 je tvořena popuštěným martenzitem. Při dlouhodobé expozici dochází k precipitaci karbidů, které se vylučují po hranicích zrn. Na obr. 17 jsou v leštěném stavu kavity. Při dlouhodobé expozici dochází k tvorbě těchto kavit, které postupují po hranicích zrn a vedou až k porušení materiálu. Mikrostruktura oceli 1.4918 je tvořena austenitem s dvojčaty s výskytem karbidů. Mikrostruktura svarového kovu je tvořena austenitem.

#### **Tvrdost HV 0,1**

Naměřené hodnoty tvrdostí HV 0,1 u oceli P92 byly v rozmezí 323 – 331 HV 0,1. Měření tvrdostí HV 0,1 v oceli 1.4918 byly v rozmezí 174 – 183 HV 0,1. Hodnoty HV 0,1 pro svarový kov se pohybovaly 202 – 214 HV 0,1.

#### **Vzorek DL 21**

**Makrostruktura** vzorku DL 21 nevykazovala výskyt trhlin, pórů a vměstků. Přetržení při creepové zkoušce nastalo v oceli P92. Makrostruktura vzorku DL 21 je vyhovující.

**Mikrostruktura** oceli P92 je tvořena popuštěným martenzitem s karbidy. Mikrostruktura oceli 1.4918 je tvořena austenitem s dvojčaty, s vyloučenými karbidy a s vyloučeným  $\delta$  - feritem. Mikrostruktura svarového kovu je tvořena austenitem.

### **Tvrdost HV 0,1**

Naměřené hodnoty tvrdostí HV 0,1 u oceli P92 byly v rozmezí 233 – 269 HV 0,1. Měření tvrdostí HV 0,1 v oceli 1.4918 byly v rozmezí 186 – 206 HV 0,1. Hodnoty HV 0,1 pro svarový kov se pohybovaly 226 – 256 HV 0,1.

### **Vzorek DL 24**

**Makrostruktura** vzorku DL 24 nevykazovala výskyt trhlin, pórů a vměstků. Přetržení při creepové zkoušce nastalo v oceli P92. makrostruktura vzorku DL 24 je vyhovující.

**Mikrostruktura** oceli P92 je tvořena popuštěným martenzitem s vyloučenými karbidy. Mikrostruktura oceli 1.4918 je tvořena austenitem s dvojčaty, s vyloučenými karbidy a s vyloučeným  $\delta$  - feritem. Mikrostruktura svarového kovu je tvořena austenitem.

### **Tvrdost HV 0,1**

Naměřené hodnoty tvrdostí HV 0,1 u oceli P92 byly v rozmezí 238 – 276 HV 0,1. Měření tvrdostí HV 0,1 v oceli 1.4918 byly v rozmezí 162 – 202 HV 0,1. Hodnoty HV 0,1 pro svarový kov se pohybovaly 203 – 244 HV 0,1.

### **Vzorek DL 25**

**Makrostruktura** vzorku DL 25 nevykazovala výskyt trhlin, pórů a vměstků. Přetržení při creepové zkoušce nastalo v oceli P92 makrostruktura vzorku DL 25 je vyhovující.

**Mikrostruktura** oceli P92 je tvořena popuštěným martenzitem s karbidy. Mikrostruktura oceli 1.4918 je tvořena austenitem s dvojčaty, s vyloučenými karbidy a s vyloučeným  $\delta$  - feritem. Mikrostruktura svarového kovu je tvořena austenitem. Ve svarovém kovu byla pozorována trhlina, která se šířila po hranicích austenitického zrn (obr. 42).



### **Tvrdost HV 0,1**

Naměřené hodnoty tvrdostí HV 0,1 u oceli P92 byly v rozmezí 219 – 253 HV 0,1.

Měření tvrdostí HV 0,1 v oceli 1.4918 byly v rozmezí 161 – 168 HV 0,1.

Hodnoty HV 0,1 pro svarový kov se pohybovaly 210 – 225 HV 0,1.

Mikrostruktura oceli P92 je tvořena popuštěným martenzitem. Tvrdost martenzitu závisí na technologii svařování, chemickém složení a tepelném zpracování. Maximální tvrdost (HV 0,1) martenzitu u vzorku DL 18 bez tepelného zpracování po creepových zkouškách byla 331 HV 0,1. Tepelným zpracováním docílíme popuštění martenzitu a tím lze snížit jeho tvrdost. Měření tvrdosti HV 0,1 u vzorku DL 21 po tepelném zpracování (740°C/2h) po teplotní expozici došlo k výraznému snížení tvrdosti HV 0,1 na max. 269 HV 0,1.

Mikrostruktura oceli 1.4918 je tvořena austenitem s místy vyloučenými karbidy a vyloučeným  $\delta$  - feritem. Tepelné zpracování nemá výrazný vliv na tvrdost austenitu. Naměřené hodnoty v této oceli se pohybovaly v rozmezí 160 – 206 HV 0,1.

Mikrostruktura svarového kovu je tvořena austenitem, s místy vyloučenými karbidy.

## 6. Závěr

Diplomová práce se zabývala mikrostrukturou heterogenních svarových spojů po teplotní expozici. V úvodních kapitolách bylo zpracováno posouzení svařitelnosti ocelí používaných v energetice. Charakteristika procesu tečení a rozdělení žárovevných ocelí. Tato práce se zaměřila na posouzení svařitelnosti nízkolegovaných a vysokolegovaných žárovevných ocelí.

Experimentální část práce se zabývala mikrostrukturou po creepové expozici u heterogenních svarových spojů. Tyto spoje byly tvořeny ocelí P92 a ocelí 1.4918.

Při teplotní expozici dochází v těchto ocelích k precipitaci karbidů, které se vylučují po hranicích zrn, jak v základních materiálech, tak i ve svarovém kovu. Jedná se zejména o karbidy chromu. Při teplotní expozici dochází k tvorbě kavit, které se šíří po hranicích zrn, a rostou ve směru normály hlavního tahového napětí [5].

Jednotlivé svarové spoje byly metalograficky hodnoceny. Bylo provedeno hodnocení makrostruktury, mikrostruktury a měření tvrdosti HV 0,1. V závěrečné části byly jednotlivé vzorky vyhodnoceny.

Výsledky této diplomové práce lze jednoznačně využít v praxi z pohledu chování se a vlastností uváděných heterogenních spojů po dlouhodobé teplotní expozici. Tyto spoje jsou již dnes aplikovány na tepelných elektrárnách nové generace s nadkritickými parametry páry.

## Použitá literatura

- [1] J. KOUKAL, T. ZMYDLENÝ, *Svařování I.* skripta VŠB – TU Ostrava, 2005 ISBN80-248-0870-6
- [2] KUČERA, J. *Teorie svařování*, skripta VŠB – TU Ostrava, 1991
- [3] KUNCIPÁL, J. A KOL. *Teorie svařování*, SNTL Praha, 1987
- [4] ČÍHAL, Vladimír. *Korozivzdorné oceli a slitiny*. Praha : Academia, 1999. 437 s. ISBN 80-200-0671-0.
- [5] Vodárek, V., *Fyzikální metalurgie modifikovaných (9-12-%Cr ocelí*, skripta VŠB – TU Ostrava, 2003, 163s., ISBN 80-248-0329-1
- [6] KOUKAL, Jaroslav; SCHWARZ, Drahomír; HAJDÍK, Jiří. *Materiály a jejich svařitelnost*. 1. vydání. Ostrava : Český svářečský ústav s.r.o. Ostrava, 2009. 241 s. ISBN 978-80-248-2025-5.
- [7] JONŠTA, Zdeněk, et al. *Žárupevné oceli a slitiny*. Ostrava : VŠB-TU Ostrava, 2009. 392 s. ISBN 978-80-248-2187-0
- [8] KOLEKTIV AUTORŮ, *Materiály a jejich svařitelnost*. (učební texty pro kurzy IWE/IWT). Ostrava: ZEROSS, 292 s. ISBN 80-85771-63-2
- [9] FIALA, J.; MENTL, V.; ŠUTTA, P. *Struktura a vlastnosti materiálů*. Praha : Academia, 2003. 572 s. ISBN 80-200-1223-0.
- [10] UVÍROVÁ, L. *Optimalizace technologie svařování oceli P92*: diplomová práce. Ostrava: VŠB-Technická univerzita Ostrava , Fakulta strojní, Katedra mechanické technologie, 2009, 54 s. Vedoucí práce: Mohyla, P
- [11] SVOBODOVÁ, M. *Aplikační omezení žárupevné oceli P92. All for power* [online]. 1.7.2009, [cit. 2011-05-05]. Dostupný z WWW: <<http://www.allforpower.cz/clanek/aplikacni-omezeni-zaropevne-oceli-p92/>>
- [12] KREJČÍ, L. *Studium přechodových oblastí heterogenních svarových spojů*. Ostrava, 2010. 154 s. Dizertační práce. VŠB - TU Ostrava.
- [13] Thermanit.com [online]. 09-2005 [cit. 2011-05-05]. Thermanit 617. Dostupné z WWW: <[http://www.thermanit.com/Data/thermanitcms0607/produkte/Rods\\_Thermanit\\_617.pdf](http://www.thermanit.com/Data/thermanitcms0607/produkte/Rods_Thermanit_617.pdf)>
- [14] HLAVATÝ, I. *Teorie a technologie svařování. VŠB - TU Ostrava* [on line]. Únor 2010 [cit. 2011-05-05]. Dostupné na WWW: <<http://fs1.vsb.cz/~hla80/2009Svarovani/indexs.htm>>. ISBN 978-80-248-2414-7.

- [15] ČSN EN 15614-1. Stanovení a kvalifikace postupů svařování kovových materiálů - Zkouška postupu svařování - Část 1: Obloukové a plamenové svařování ocelí a obloukové svařování niklu a slitin niklu. Praha : Český normalizační institut, 2005. 32 s.
- [16] ČSN EN 10216-2+A2. Bezešvé ocelové trubky pro tlakové nádoby a zařízení - Technické dodací podmínky - Část 2: Trubky z nelegovaných a legovaných ocelí se zaručenými vlastnostmi při zvýšených teplotách. Praha : Český normalizační institut, 2008. 48 s.
- [17] ČSN EN 10216-5. Bezešvé ocelové trubky pro tlakové nádoby a zařízení - Technické dodací podmínky - Část 5: Trubky z korozivzdorných ocelí. Praha : Český normalizační institut, 2005. 48 s.
- [18] ČSN EN 1043-2. Destruktivní zkoušky svarů kovových materiálů - Zkouška tvrdosti - Část 2: Zkouška mikrotvrdosti svarových spojů. Praha : Český normalizační institut, 1997. 12 s.

## Přílohy

## **Seznam příloh:**

Příloha č. 1 – charakteristika přídavného materiálu Thermanit 617